

# Montanuniversität Leoben

Department Product Engineering  
Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau



**Ansätze zur spannungsbasierenden und  
bruchmechanischen Charakterisierung des  
Ermüdungsverhaltens von glasfaserverstärktem Polyamid**

**DIPLOMARBEIT**

**Andreas Mösenbacher**

**Leoben, Oktober 2009**

## Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides statt, dass ich die vorliegende Diplomarbeit, **Ansätze zur spannungsbasierenden und bruchmechanischen Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens von glasfaserverstärktem Polyamid**“ selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, im Oktober 2009

(Andreas Mösenbacher)

## Vorwort

Die vorliegende Diplomarbeit entstand im Rahmen meines Studiums Montanmaschinenwesen mit Schwerpunkt Computational Design am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau des Department Product Engineering, an der Montanuniversität Leoben. Sie wurde an der Polymer Competence Center Leoben GmbH (PCCL) im Rahmen des Kompetenzzentren-Programms K<sub>plus</sub> des Bundesministeriums für Verkehr, Innovation und Technologie (BMVIT) unter maßgeblicher Beteiligung des Lehrstuhles für Allgemeinen Maschinenbau (AMB) am Department Product Engineering, des Institutes für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe (IWPK; beide an der Montanuniversität Leoben, A), der BMW-Group AG (München, D), der Engineering Center Steyr GmbH Magna-Powertrain ECS (St. Valentin, A) und von EMS Grivory (Domat/Ems, CH) durchgeführt und mit Mitteln des Bundes und der Länder Steiermark und Oberösterreich gefördert. Für die Begleitung und Unterstützung der Arbeit möchte ich an folgende Personen meinen Dank aussprechen:

Dem Leiter des Lehrstuhls, Herrn **Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Wilfried Eichlseder** danke ich für die Schaffung der Voraussetzungen zur Durchführung dieser Arbeit und für seine Unterstützung.

Mein besonderer Dank gilt Herrn **Ao Univ.- Prof. Dipl.-Ing Dr. Gerald Pinter** der mir bei jeglichen Fragen und auftretenden Problemen hilfreich zur Seite stand.

Weiters möchte ich mich speziell bei Herrn **Dipl.-Ing. Dr. Christoph Guster** für die vorbildliche Betreuung und Förderung, die er mir im Laufe der Arbeit entgegengebracht hat, bedanken.

Mein Dank gilt allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Lehrstuhls Allgemeiner Maschinenbau und des Instituts für Werkstoffkunde und –prüfung der Kunststoffe, sowie des CD Labors für Betriebsfestigkeit, die mich in meiner Tätigkeit unterstützt haben.

Abschließend möchte ich mich noch von ganzem Herzen bei meiner Familie bedanken. Vor allem bei meinen Eltern Aloisia und Lambert bedanke ich mich für die Ermöglichung meiner Ausbildung und für den Rückhalt, den sie mir bei all meinen Entscheidungen gegeben haben.

## KURZFASSUNG

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Ermittlung von Schwingfestigkeitsdaten auf Basis des spannungsbasierenden einstufigen Wöhlerversuches und des bruchmechanischen Risskinetikversuches, an einem mit 50 Gew.-% kurzglasfaserverstärkten (kgfv) Polyphthalamids (PPA). Um sich im täglichen Wettbewerb zu behaupten, wird es immer wichtiger die Entwicklungszeiten und -kosten zu reduzieren. Durch die in dieser Arbeit durchgeführten Korrelationsuntersuchungen zwischen dem spannungsbasierenden und dem bruchmechanischen Ermüdungsansatz wird gezeigt, in wie weit die Übertragung von Ermüdungsdaten aus dem kostengünstigeren und zeitsparenden Risskinetikversuch auf die Wöhlerlinie möglich ist. Weiters wird eine Methode zur analogen Risslängenmessung über Rissmessfolien ausgearbeitet.

Zur betriebsfesten Dimensionierung von zyklisch beanspruchten Strukturbauteilen aus kgfv Kunststoffen ist die Kenntnis von Schwingfestigkeitsdaten und deren Abhängigkeiten erforderlich. Der Einfluss von geometrisch bedingten Kerben sowie erhöhter Umgebungstemperatur (120 °C) wird anhand von Wöhlerlinien weitgehend untersucht. Die Ermittlung der zur Stützwirkungscharakterisierung erforderlichen spannungstechnischen Kennzahlen (Formzahl  $K_t$  und bezogener Spannungsgradient  $\chi'$ ) erfolgt über eine Finite-Elemente-Simulation. Die bruchmechanische Charakterisierung des Werkstoffes umfasst Risszähigkeitsversuche und Risskinetikversuche. Die für diese Untersuchungen erforderlichen Prüfkörper (CT-Proben) werden aus spritzgegossenen Platten entnommen. Untersucht wird das bruchmechanische Verhalten in Abhängigkeit von Faser-Hauptorientierung und Temperatur.

In den Untersuchungen hinsichtlich Korrelation von spannungsbasierendem und bruchmechanischem Ermüdungsansatz werden sowohl Langzeitfestigkeitsbereich als auch Zeitfestigkeitsbereich betrachtet. Als Ausgangsriss werden unterschiedliche Fehlerformen angenommen, wobei die linear-elastische Bruchmechanik die Grundlage zur Umrechnung bildet. Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff zeigt unter den getroffenen Annahmen eine sehr gute Korrelation. Es wird gezeigt, dass eine erste Abschätzung der Wöhlerlinie durch den bruchmechanischen Risskinetikversuch sehr kostengünstig möglich ist. Vor allem zur Beschreibung von Tendenzen hinsichtlich des Schwingfestigkeitsverhaltens zu Folge erhöhter Temperatur, ist der Risskinetikversuch sehr gut geeignet. Jedoch liefert die Umrechnung aus dem bruchmechanischen Ermüdungsansatz keinen vollständigen Ersatz zur herkömmlichen Wöhlerlinienermittlung.

## ABSTRACT

The aim of this thesis is the determination of fatigue data based on the traditional Wöhler fatigue test and the fatigue crack propagation test, on a 50 wt-% short glass fibre reinforced Polyphthalamid (PPA). To compete in the daily competition, it is increasingly important to reduce development time and –costs. Based on correlation analyses between the stress based and fracture mechanics fatigue approach, the transferability of fatigue data from fatigue crack propagation tests to the S/N-curve, is evaluated. Also, a method is developed for analog measurement of crack length by crack-gages.

For dimensioning cyclically loaded components of short glass fibre reinforced plastics, the knowledge of fatigue data and fatigue affecting parameters is necessary. The effects of notches and elevated ambient temperature (120 °C) are investigated by S/N-curves. Stress data, which are necessary to describe the supporting effect behaviour (stress concentration factor  $K_t$ , and relative stress gradient  $\chi'$ ), are investigated by a finite-element-simulation. The fracture mechanical characterisation of the material includes fracture toughness tests and fatigue crack propagation tests. The test specimens for these tests (compact-type (CT)-specimen) are milled from injection-moulded plates. The effect of fibre main orientation and ambient temperature on the fracture mechanical behaviour is analyzed.

In the studies concerning the correlation of stress based and fracture mechanics fatigue approach, both the long life fatigue range and the fatigue range are considered. Two different types of initial crack configurations are selected using the linear-elastic fracture mechanics approach for the conversion from fracture mechanics to the stress based results. Based on the defined assumptions the investigated material shows a very good correlation. It is shown, that a first approximation of the S/N-curve by time sparing fracture mechanics fatigue crack propagation tests is possible. Especially for the specification of trends in the fatigue behaviour, as a result of elevated temperature, the fracture mechanics fatigue approach is very well suited. However, the fracture mechanics fatigue approach is no full replacement for traditional S/N-curve investigations.

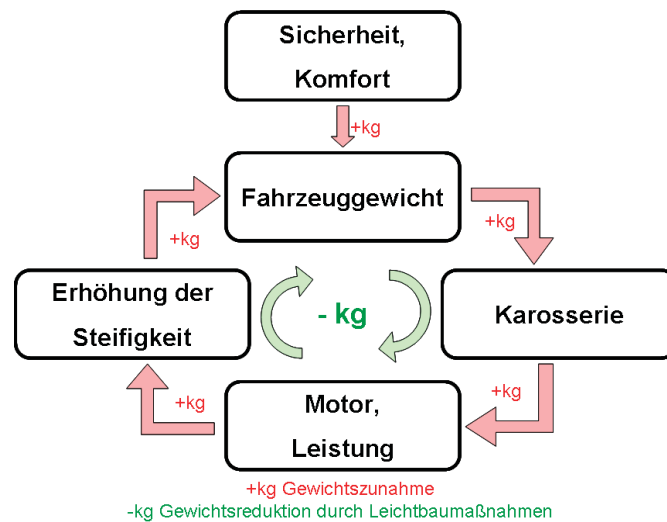
## INHALTSVERZEICHNIS

<b>EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG .....</b>	<b>I</b>
<b>VORWORT.....</b>	<b>II</b>
<b>KURZFASSUNG.....</b>	<b>III</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>IV</b>
<b>1. EINLEITUNG UND ZIELSETZUNG .....</b>	<b>1</b>
<b>2. ALLGEMEINE WERKSTOFFLICHE GRUNDLAGEN.....</b>	<b>4</b>
2.1. AUFBAU VON GLASFASERVERSTÄRKTEN KUNSTSTOFFEN .....	4
2.1.1. <i>Matrix</i> .....	4
2.1.2. <i>Verstärkungsfasern, Füllstoffe und Pigmente</i> .....	5
2.1.2.1. Verstärkungsfasern .....	5
2.1.2.2. Füllstoffe und Pigmente .....	6
2.2. VERARBEITUNGSVERFAHREN.....	7
2.2.1. <i>Spritzgießen</i> .....	7
2.2.1.1. Verfahrensablauf.....	7
2.2.1.2. Effekte beim Spritzgießen .....	8
2.3. VERSAGENSMECHANISMEN.....	11
<b>3. KONZEPTE ZUR ERMÜDUNGSCHARAKTERISIERUNG .....</b>	<b>13</b>
3.1. GRUNDLEGENDE BEGRIFFE UND DEFINITIONEN DER BETRIEBSFESTIGKEIT .....	15
3.1.1. <i>Beschreibung der Schwingbeanspruchung</i> .....	15
3.1.2. <i>Nennspannung und lokale Spannung</i> .....	16
3.1.3. <i>Spannungsgradient</i> .....	17
3.1.4. <i>Versagenskriterium in der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM)</i> .....	17
3.1.5. <i>Spannungsfeld der Rissspitze</i> .....	19
3.1.6. <i>Spannungsintensitätsfaktor</i> .....	20
3.2. ERMÜDUNGSCHARAKTERISIERUNG DURCH WÖHLERLINIEN.....	21
3.2.1. <i>Generierung und Beschreibung der Wöhlerlinie</i> .....	21
3.2.2. <i>Spannungskonzentrationen und deren Einfluss auf die Wöhlerlinie</i> .....	22
3.2.3. <i>Schädigungs- und Lebensdauerberechnung auf Basis von Wöhlerlinien</i> .....	24
3.3. ERMÜDUNGSCHARAKTERISIERUNG DURCH DIE LINEAR-ELASTISCHE BRUCHMECHANIK .....	25
3.3.1. <i>Generierung und Beschreibung der Rissfortschrittskurve</i> .....	25
3.3.2. <i>Lebensdauerabschätzung</i> .....	26
3.4. KORRELATION DES WÖHLERANSATZES UND DES BRUCHMECHANISCHEN ANSATZES.....	27
3.4.1. <i>Rechnerische Abschätzung der Langzeitfestigkeit</i> .....	29
3.4.2. <i>Rechnerische Abschätzung der Zeitfestigkeitsgeraden</i> .....	30
<b>4. EINFLÜSSE AUF DIE SCHWINGFESTIGKEIT VON KGFV KUNSTSTOFFE.....</b>	<b>31</b>
4.1. TEMPERATUREINFLUSS .....	31
4.2. ORIENTIERUNGSEINFLUSS .....	32
4.3. KERBEN .....	33
<b>5. EXPERIMENTELLES .....</b>	<b>34</b>
5.1. PRÜFPROGRAMM.....	34
5.2. WERKSTOFF .....	36
5.3. PRÜFKÖRPERGEOMETRIEN UND PRÜFKÖRPERHERSTELLUNG .....	36
5.3.1. <i>Umlaufbiegeproben</i> .....	36
5.3.2. <i>Normprüfkörper</i> .....	37
5.3.3. <i>Compact-Type (CT-) Prüfkörper</i> .....	38
5.3.4. <i>Verarbeitungsparameter und Prüfkörperkonditionierung</i> .....	39
5.4. VERSUCHSDURCHFÜHRUNG .....	40
5.4.1. <i>Wöhlerversuche an der Umlaufbiegemaschine</i> .....	40
5.4.2. <i>Wöhlerversuche an der servohydraulischen Prüfmaschine</i> .....	41
5.4.2.1. <i>Zugschwellender Wöhlerversuch am Normprüfkörper</i> .....	41

5.4.2.2.	Zug/Druck-Wöhlerversuch an der UB-Probe .....	43
5.4.3.	<i>Bruchmechanische Versuche an der servohydraulischen Prüfmaschine</i> .....	44
5.4.3.1.	Monotone $K_{IC}$ -Versuche.....	45
5.4.3.2.	Zyklische Rissfortschrittsversuche .....	46
5.4.4.	<i>Bruchflächenanalysen</i> .....	49
5.5.	VERSUCHSAUSWERTUNG UND DATENREDUKTION .....	50
5.5.1.	<i>Wöhlerversuche</i> .....	50
5.5.2.	$K_{IC}$ -Versuche.....	50
5.5.3.	<i>Rissfortschrittsversuche</i> .....	51
<b>6.</b>	<b>FE-SIMULATION DER UB-PROBE MIT 4MM STEGBREITE</b> .....	<b>53</b>
6.1.	SIMULATIONSAUFBAU .....	53
6.1.1.	<i>Biegebeanspruchung</i> .....	53
6.1.2.	<i>Zugbeanspruchung</i> .....	54
6.1.3.	<i>Vernetzung</i> .....	54
6.2.	DATENREDUKTION.....	55
6.2.1.	<i>Ermittlung und Beschreibung der Spannungsüberhöhung</i> .....	55
6.2.2.	<i>Ermittlung des bezogenen Spannungsgradienten</i> .....	56
6.3.	ERGEBNISSE DER FE-SIMULATION DER UB-PROBENGEGOMETRIEN.....	56
6.3.1.	<i>Hauptnormalspannungen bei Biegebeanspruchung</i> .....	56
6.3.2.	<i>Hauptnormalspannungen bei Zugbeanspruchung</i> .....	57
6.3.3.	<i>Zusammenfassung der wichtigsten Simulationsergebnisse</i> .....	59
<b>7.</b>	<b>ERGEBNISSE UND DISKUSSION DER WÖHLERVERSUCHE</b> .....	<b>60</b>
7.1.	ERMITTELTE WÖHLERLINIEN ANHAND DER UB-PROBE.....	60
7.1.1.	<i>Umlaufbiegeversuche an der UB-Probe mit 4mm Stegbreite</i> .....	60
7.1.2.	<i>Zug/Druck-Versuche an der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite</i> .....	61
7.1.3.	<i>Vergleich der Ergebnisse der Umlaufbiege- und Zug/Druckversuche</i> .....	63
7.2.	WÖHLERVERSUCHE AM NORMPRÜFKÖRPER.....	66
7.2.1.	<i>Ergebnisse der zugschwellenden Versuche am Normprüfkörper</i> .....	66
<b>8.</b>	<b>ERGEBNISSE UND DISKUSSION DER BRUCHMECHANISCHEN VERSUCHE</b> .....	<b>69</b>
8.1.	ERGEBNISSE DER $K_{IC}$ -VERSUCHE.....	69
8.1.1.	<i>Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung</i> .....	69
8.1.2.	<i>Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung</i> .....	71
8.1.3.	<i>Zusammenfassung der <math>K_{IC}</math>-Versuche</i> .....	72
8.2.	RISSFORTSCHRITTSVERSUCHE.....	73
8.2.1.	<i>Risslängenmessung über Rissmessfolien</i> .....	73
8.2.2.	<i>Rissfortschrittsversuche bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung</i> .....	75
8.2.2.1.	Einfluss der Trocknung auf die Risskinetikkurve von HTV-5H1.....	76
8.2.2.2.	Bruchflächenanalyse .....	77
8.2.3.	<i>Rissfortschrittsversuche bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung</i> .....	81
8.2.3.1.	Bruchflächenanalyse.....	83
8.2.4.	<i>Vergleich der Rissfortschrittsversuche längs und quer zur Faser-Hauptorientierung</i> ...	86
8.2.4.1.	Vergleich der Paris-Geraden generiert durch die Anfangswerte .....	86
<b>9.</b>	<b>KORRELATION ZWISCHEN SPANNUNGSBASIERENDEM UND BRUCHMECHANISCHEM ERMÜDUNGSANSATZ</b> .....	<b>88</b>
9.1.	UMLEGUNG VOM SCHWELLWERT $\Delta K_{TH}$ AUF DIE LANGZEITFESTIGKEIT .....	90
9.2.	UMLEGUNG VON DER LANGZEITFESTIGKEIT AUF DEN SCHWELLWERT $\Delta K_{TH}$ .....	93
9.3.	VERGLEICH DER PARIS-GERADEN MIT DER ZEITFESTIGKEITSGERADEN .....	94
<b>10.</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK</b> .....	<b>98</b>
<b>11.</b>	<b>SYMBOLE</b> .....	<b>102</b>
<b>12.</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS</b> .....	<b>105</b>
<b>ANHANG</b> .....		<b>109</b>
A.	FUNKTIONSWEISE DES DATENERFASSUNGS- UND AUSWERTUNGSPROGRAMM IN LAB-VIEW VERSION	
8.0	.....	109

# 1. Einleitung und Zielsetzung

Um sich im täglichen Wettbewerb behaupten zu können, wird es immer wichtiger, Werkstoffe gezielt für bestimmte Anwendungen kostengünstig einzusetzen. Bei ressourcenschonendem Werkstoffeinsatz und steigendem Umweltbewusstsein, ist es auch von Bedeutung den eingesetzten Werkstoff über seine Lebensdauer, bis an die Einsatzgrenzen voll auszunützen. Durch gezieltes Umsetzen von Leichtbauweisen und durch den Einsatz von alternativen Leichtbauwerkstoffen wie kurzglasfaserverstärkten (kgfv) Kunststoffen ist es möglich, leichte und steife Konstruktionen mit ausreichender Festigkeit zu entwickeln. Dadurch kann die Gesamtmasse reduziert und somit die Gesamtstruktur wiederum kleiner dimensioniert werden. Es kommt zu einer Umkehrung der Gewichtsspirale wie sie in Abb. 1.1 dargestellt ist. [Klein 2007; Leitner 2008]



**Abb. 1.1:** Gewichtsspirale und Umkehrung im Automobilbau in Anlehnung an [Leitner 2008]

Die geringere Gesamtmasse  $m$  führt z.B. beim Automobil nach Glg. (1.2), zu einer Minimierung der masseabhängigen Widerstandskräfte (Trägheitskraft  $F_B$ , Steigungswiderstand  $F_{St}$ , Reibungswiderstand  $F_R$ ), was zu einem niedrigeren Fahrwiderstand  $F_W$  führt. Weiters folgen daraus eine massive Energieeinsparung sowie auch ein geringerer CO<sub>2</sub>-Ausstoß.

$$F_W = F_R + F_B + F_L + F_{St} \tag{1.1}$$

$$F_W = m \cdot g \cdot f_R + (m + m_{rot}) \cdot a + \frac{\rho_0}{2} \cdot v^2 \cdot c_w \cdot A + m \cdot g \cdot \sin \alpha \tag{1.2}$$

Bauteile aus kgfv Kunststoffen sind durch den für die Serienfertigung geeigneten Spritzgussprozess relativ einfach und kostengünstig herstellbar. Auch komplexe Bauteile welche nach dem integralen Ansatz des Leichtbaus konzipiert werden, sind durch diesen Prozess ohne großen Mehraufwand, wirtschaftlich herstellbar. Aufgrund der guten bezogenen mechanischen Eigenschaften und der Wirtschaftlichkeit wird dieser Werkstoff in der Automobil- und Motorradindustrie sowie im allgemeinen Maschinen- und Anlagenbau eingesetzt. [Schürmann 2005; Klein 2007]



Strukturbauteile in Maschinen und Fahrzeugen sind meist zyklischen (wiederholenden) Belastungen bzw. schwingenden Belastungen durch Vibrationen ausgesetzt. Die daraus resultierenden zyklischen Spannungen können zur Rissinitiierung und zum weiteren Risswachstum bis zum Restbruch und zu einem endgültigen Bauteilversagen führen. Dieses Schädigungs- und Versagensverhalten wird in den Ingenieurwissenschaften als Ermüdung bezeichnet und ist eine häufige Versagensursache bei der Menschen, Tiere und Umwelt gefährdet werden. Als erster Pionier der Betriebsfestigkeit ist August Wöhler zu erwähnen, der sich Mitte 19. Jahrhundert als Erster systematisch mit dem Versagen von Eisenbahnradachsen auseinandergesetzt hat. [Eichlseder 2007] Im Laufe der Zeit haben sich bis heute einige Konzepte zur rechnerischen Ermittlung der Bauteillebensdauer entwickelt (vgl. Abschnitt 3). Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Konzepte sind das spannungsbasierende Konzept (Wöhler) und das im 20. Jahrhundert entwickelte Rissfortschrittskonzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM). Während die Ermüdungscharakterisierung durch Dauerschwingversuche nach Wöhler den ganzen Lebensdauerzyklus von der Rissinitiierung bis hin zum Bauteilversagen beinhaltet, vernachlässigt die Methode der linear-elastischen Bruchmechanik die Phase der Rissinitiierung, bietet aber gegenüber der Dauerschwingversuche die Möglichkeit, die gesamte Kinetik der Rissausbreitung vom langsamen bis hin zum sehr schnellen (instabilen) Risswachstum zu erfassen. [Novotny 1997; Zahnt 2003; Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007]

Eine zur Ermittlung der Bauteillebensdauer von kgfv Kunststoffen verwendete Simulationskette welche die anisotrope Faserverteilung beinhaltet ist in Abb. 1.2 dargestellt. Ausgehend von einer bestehenden Geometrie wird über eine Füllsimulation, welche zur Ermittlung der Werkstoffanisotropie im Modell dient, eine anisotrope Spannungsberechnung durchgeführt. Durch die mathematische Beschreibung der im Labor ermittelten Wöhlerdaten und deren Änderung in Abhängigkeit der verschiedensten Einflussgrößen, kann die Bauteillebensdauer über eine Schädigungsakkumulation (linear nach Miner) ermittelt werden. Dieses um die werkstoffliche Anisotropie erweiterte lokale Spannungskonzept wird bereits im computerunterstützten Lebensdauer vorhersageprogramm FEMFAT programmtechnisch eingesetzt und bietet bereits die Möglichkeit kgfv Bauteile zu berechnen.

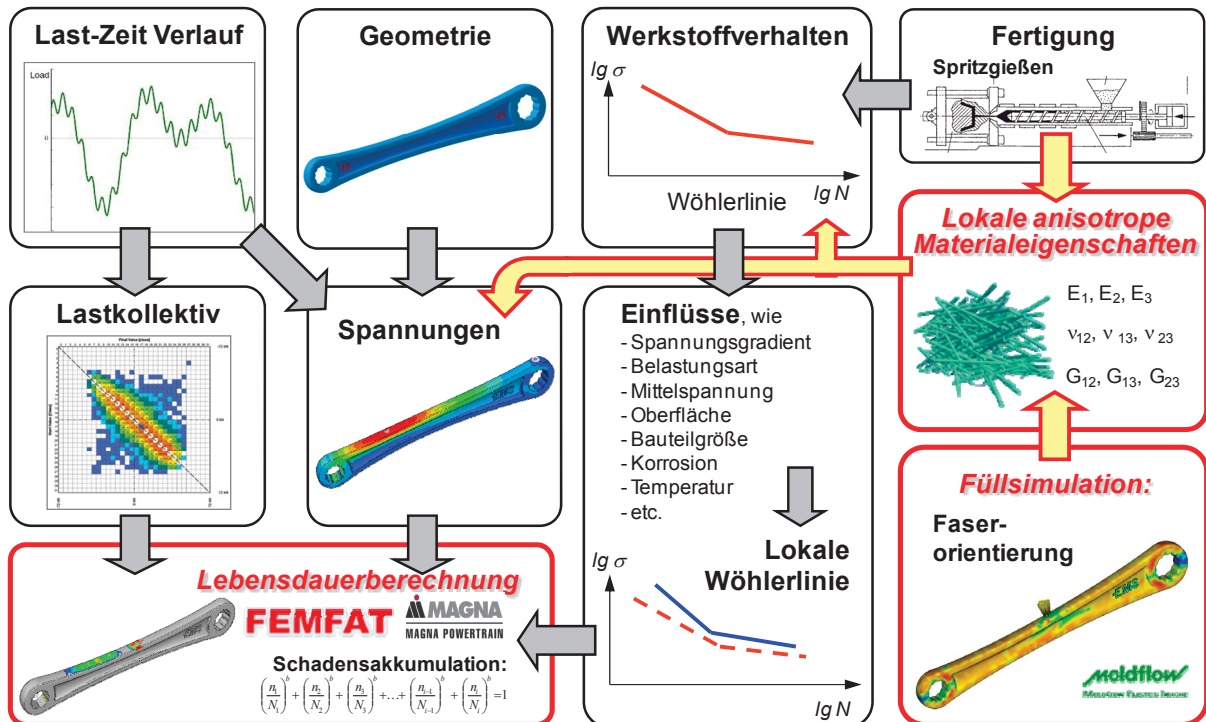


Abb. 1.2: Ablaufschema der simulationstechnischen Lebensdauervorhersage von kgfv Kunststoffen auf Basis lokaler Größen [Guster 2009]

Aufgrund des großen Prüfaufwandes sind derzeit noch relativ wenige Daten für das Ermüdungsverhalten von kgfv Kunststoffen vorhanden. Ziel dieser Arbeit ist die Ermittlung von Schwingfestigkeitsdaten auf Basis des spannungsbasierenden einstufigen Wöhlerversuches und des bruchmechanischen Risskinetikversuches, an einem kgfv Polyphthalamids (PPA). Die Charakterisierung der Auswirkung von geometrisch bedingten Kerben sowie einer erhöhten Temperatur von 120 °C auf die Schwingfestigkeit erfolgt durch Wöhlerversuche an geometrisch unterschiedlichen Probenformen. Weiters erfolgt die Ermittlung von bruchmechanischen Risszähigkeitsdaten und Rissfortschrittsdaten bei Belastung quer und längs zur Faser-Hauptorientierung, jeweils bei 23 °C und 120 °C. Aufgrund der langen Prüfdauer im Langzeitfestigkeitsbereich des Wöhlerversuches und der daraus resultierenden hohen Kosten der Wöhlerlinienermittlung, wird versucht, Daten für diesen Bereich aus dem kürzeren und damit kostengünstigeren bruchmechanischen Versuch zu ermitteln und diese auf den Langfestigkeitsbereich der Wöhlerlinie umzulegen. Auch die mangelnde Übertragbarkeit der Versuchsdaten auf das Bauteil sowie die Verbesserung der bereits bestehenden Rechenmodelle ist eine weitere Motivation für diese Arbeit.

## 2. Allgemeine werkstoffliche Grundlagen

Glasfaserverstärkte Kunststoffe gehören zur Gruppe der Faserverbundwerkstoffe, bei denen die Eigenschaften vom Faserwerkstoff und vom Matrixwerkstoff kombiniert werden. Die Faserverbundbauweise ist keine Erfindung der neuzeitlichen Technik, sondern eine Jahrmillionen lange Entwicklung der Natur. Durch die Evolution entstanden Fasern, entlang der Krafrichtung, welche sehr hoch beansprucht werden können. Somit bildete sich eine durchgehende Leichtbauweise in der Natur aus. [Schürmann 2005]

Im Gegensatz zu anderen klassischen Konstruktionswerkstoffen wie Metallen, haben die Faser- Kunststoff- Verbunde (FKV) den großen Vorteil, dass sie eine sehr hohe Festigkeit und Steifigkeit bezogen auf die Dichte aufweisen. Dadurch eignen sich diese Werkstoffe hervorragend als Leichtbauwerkstoffe. Weiters ist die Formgestaltung von FKV sehr frei wählbar. Häufig wird auch die gute Korrosionsbeständigkeit bezüglich der Atmosphäre von Faser und Matrix ausgenützt. Durch spezielle Fertigungsverfahren, wie z.B. durch Spritzgießen von kgfv Kunststoffen, können Faserverbunde auch in der Serienfertigung sehr kostengünstig als Leichtbauwerkstoffe eingesetzt werden. So werden die positiven Festigkeitseigenschaften des Werkstoffes mit einem rationellen Fertigungsverfahren für Massenprodukte kombiniert. [Schürmann 2005]

Im folgenden Abschnitt wird nur soweit es für das Verständnis der weiteren Arbeit erforderlich ist, auf den Aufbau von polymeren Faser-Matrix-Systemen sowie die Verarbeitungsverfahren und dessen Auswirkung auf die Faserverteilung im Spritzgussteil, eingegangen. Für detaillierte Informationen wird auf die jeweils angeführte Literatur verwiesen.

### 2.1. Aufbau von glasfaserverstärkten Kunststoffen

Die Eigenschaften von unverstärkten Polymeren sind für sehr hohe mechanische Belastungen nicht ausreichend. Auch Werkstoffe in Faserform sind nur bei wenigen Bauteilen zielgerichtet anwendbar. Erst in Kombination bilden sie eine hochinteressante Werkstoffgruppe. FKV bestehen daher zum einen aus Fasern mit hoher gewichtsbezogener Festigkeit und Steifigkeit, zum anderen aus einer formbaren Bettungsmasse (Matrix), welche zusätzlich aktive bzw. passive Füllstoffe enthalten kann. [Ehrenstein 1992]

#### 2.1.1. Matrix

Unter der Matrix versteht man jenen Werkstoff, der die Fasern umgibt. Sie dient als Bettungsmasse und besteht bei FKV aus Kunststoff. Bei anderen Verbunden können es aber auch Metalle, Keramiken, Gläser, Beton usw. sein. Die Matrix erfüllt eine Vielzahl von notwendigen Aufgaben, ist aber meist der Schwachpunkt des Systems. [Schürmann 2005]

In Anlehnung an [Schürmann 2005] hat die Matrix folgende Aufgaben zu erfüllen:

- Kräfte in die Fasern einzuleiten
- Kräfte von Faser zu Faser überzuleiten
- Die geometrische Lage der Fasern und die äußere Gestalt des Bauteils zu sichern
- Die Aufnahme von Kräften quer zur Faserrichtung
- Die Faser bei Druckbeanspruchung in Faserlängsrichtung zu stützen
- Die Faser vor Umgebungseinflüssen zu schützen

Für die Qualität des Verbundes sind die gute Haftung in der Grenzfläche und die vollständige, blasenfreie Benetzung eine wesentliche Voraussetzung. Die Benetzung wird durch die oberflächenenergetischen Verhältnisse, die Viskosität der Matrix und im begrenzten Maß durch die geometrischen Verhältnisse (z.B. Kapillarbildung) bestimmt. [Ehrenstein 1992]

Die bei FKV verwendeten Matrixmaterialien sind vorwiegend Duroplaste (Gießharz) und Thermoplaste. Teilweise werden auch Elastomere als Matrixwerkstoff verwendet. Die mengenmäßig am häufigsten verwendeten verspritzbaren FKV, sind kurzfaserverstärkte Werkstoffe, mit teilkristalliner thermoplastischer Matrix (PP, PA) [Zahnt 2003]. Im Weiteren wird auf die Matrixsysteme und deren Eigenschaften nicht näher eingegangen. Stattdessen wird auf die Literaturstellen [Schwarz 1975; Flemming, Ziegmann et al. 1995] verwiesen.

Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff weist eine Matrixstruktur aus einem thermoplastischen Copolyamid mit teilkristalliner, partiell aromatischer, Struktur (PPA Polyphthalamid) auf. Er zeichnet durch eine hohe Dauergebrauchstemperatur von bis zu 150 °C sowie durch eine aus einer geringen Feuchtaufnahme resultierenden guten chemischen Beständigkeit gegenüber typischen Automobilmedien wie Öl, Benzin und Bremsflüssigkeit aus. Näheres zum verwendeten Werkstoff und dessen Eigenschaften ist dem Abschnitt 5.2 zu entnehmen.

## **2.1.2. Verstärkungsfasern, Füllstoffe und Pigmente**

### **2.1.2.1. Verstärkungsfasern**

Als Verstärkungsfasern bezeichnet man Materialien, die eingebettet in eine Polymermatrix zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit, des Zug-Elastizitätsmoduls und im beschränkten Maße auch zur Erhöhung der Dauerbeanspruchungstemperatur des Verbundes gegenüber der reinen Matrix führen. Um diesen Verstärkungseffekt zu erzielen, müssen gemäß [Erhard 1999; Schürmann 2005] folgende Voraussetzungen erfüllt sein:

- Der Verstärkungsstoff muss eine geometrische Vorzugsrichtung haben; i.a. eindimensional, faserförmig mit ausreichender Faserlänge.
- Ein kritischer Mindestfasergehalt muss überschritten sein.

- Festigkeit und Steifigkeit des Verstärkungstoffes müssen größer sein als die der Matrix. Dagegen muss die Matrixdehnung größer sein als die der Faser, um die Faserfestigkeit voll auszunutzen.
- Eine optimale Bindung zwischen Matrix und Verstärkungsmaterial muss gegeben sein.

Bei der Verarbeitung im Spritzgussprozess kommen Fasern als Einzelfäden mit endlicher Länge (Kurzfasern 0,1-0,5 mm oder Langfasern  $> 10$  mm) in Betracht, wobei der Faserdurchmesser etwa 5 – 50  $\mu\text{m}$  beträgt. Es gibt eine Fülle an natürlichen, organischen, anorganischen und metallischen Fasern welche sich als lasttragende Elemente eignen. Die für die technische Anwendung bedeutendste, ist die anorganische Glasfaser, welche auch im untersuchten Werkstoff als Verstärkungsfaser verwendet wird. Durch die Matrix werden die Fasern derart gebunden und verbunden, dass die Möglichkeit besteht, die an den Verbundkörper angelegte Last auf die Fasern in geeigneter Weise zu übertragen. [Ehrenstein 1992]

Bezüglich der Grundlagen von Verstärkungsfasern ist bereits eine sehr große Auswahl an guter Literatur vorhanden, weshalb im Weiteren auf die Literaturstellen [Schwarz 1975; Flemming, Ziegmann et al. 1995; Neitzel and Breuer 1997; Neitzel and Mitschang 2004] verwiesen wird.

#### **2.1.2.2. Füllstoffe und Pigmente**

Zur eigentlichen Matrix werden oftmals pulverförmige Füllstoffe beigemischt. Diese werden nach [Retting and Laun 1991] vor allem aus folgenden Gründen zugesetzt:

- Sie können dazu dienen, einen teuren Kunststoff zu strecken und damit zu verbilligen, ohne seine Eigenschaften wesentlich zu beeinflussen. Solche im Wesentlichen inaktive Füllstoffe können z.B. Kreide, Kaolin und Schwerspat sein.
- Weiters können aktive Füllstoffe bestimmte Eigenschaften eines Kunststoffs wesentlich verbessern oder sogar erst erzeugen. Derartige Füllstoffe sind z.B. Talk (Schlagfestigkeit), Glimmer (Energieaufnahmevermögen, Dämpfung), Quarz (Schwindung) und Ruß (UV-Stabilität).
- Die Aushärtung von Duroplasten kann mittels Füllstoffe hinsichtlich maximaler Aushärtetemperatur und Aushärtezeit beeinflusst werden.
- Zahlreiche anorganische und organische Zusätze werden benutzt, um als Pigmente Kunststoffe in gewünschter Weise einzufärben.

Alle hier aufgeführten Zusätze können auch die Strukturen der Kunststoffe selbst beeinflussen. Vor allem die Kristallinität und die Kristallitmorphologie der partiell kristallinen Kunststoffe werden im Allgemeinen durch jede Art von Zusätzen erheblich verändert. Diese können erstens als Keimbildner wirken und damit die Ausbildung vieler kleiner Kristallite fördern. Zweitens behindern sie das Wachstum von kristallinen Überstrukturen (z.B. von Sphärolithen). Beide Effekte bewirken eine Abnahme der Festigkeit und der Steifigkeit sowie eine Zunahme der Zähigkeit des betreffenden Materials. [Schwarz 1975; Retting and Laun

1991] Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff HTV-5H1 (vgl. Abschnitt 5.2) hat in seiner morphologischen Struktur keine Füllstoffe und Pigmente enthalten.

## **2.2. Verarbeitungsverfahren**

Faser- Kunststoff- Verbunde werden in sehr vielfältiger Weise verarbeitet. Die in der Technik zur Verarbeitung von kgfv Thermoplasten wichtigsten Verfahren sind die Injektionsverfahren und die Pressverfahren. Im Folgenden wird nur das für die Probenherstellung verwendete Injektionsverfahren, Spritzgießen, betrachtet. Für Näheres bezüglich anderer Verarbeitungsverfahren von FKV wird auf die Literaturstellen [Schwarz 1975; Ehrenstein 1992; Knappe, Lampl et al. 1992; Neitzel and Breuer 1997; Haman 2003; Neitzel and Mitschang 2004] verwiesen.

### **2.2.1. Spritzgießen**

Das Spritzgießen ist das wichtigste Verfahren zur Herstellung von kompliziert geformten Bauteilen aus Kunststoff mit Massen von 10 mg bis mehr als 50 kg. Dieses Verfahren wird für mittlere und große Serien angewendet. Die Zykluszeit erstreckt sich je nach Bauteilgröße von einer Sekunde bis zu 20 Minuten. Ursprünglich diente das Spritzgießen nur zur Verarbeitung von Thermoplasten. Heute wird das Spritzgießen auch zur Verarbeitung von Duroplasten und Elastomeren verwendet. [Knappe, Lampl et al. 1992; Neitzel and Breuer 1997]

Beim Spritzgießen von kgfv Thermoplasten werden die guten Festigkeits- und Steifigkeitseigenschaften eines Faserverbundes, mit einem sehr wirtschaftlichen Produktionsverfahren für Großserien kombiniert.

#### **2.2.1.1. Verfahrensablauf**

Der schematische Ablauf des Spritzgussprozesses ist in Abb. 2.1 dargestellt. Die Spritzgussmaschine wird über einen Fülltrichter mit dem Granulat beschickt. Die bereits mit einer Substanz zur Verbesserung der Faser- Matrixhaftung (Schlichte bzw. Matrixpolymer) benetzten Fasern sind vor der Verarbeitung schon fein verteilt im Granulat enthalten. Dieses wird in der Schnecke entlüftet, plastifiziert und aus dem Sammelraum mittels Kolbenhub in das geteilte Formwerkzeug gespritzt. Die Faserlängen bewegen sich dabei in einem Bereich von wenigen zehntel Millimetern (Kurzfasern), bis zu mehr als zehn Millimeter (Langfasern). Die Formwerkzeugtemperatur richtet sich dabei nach dem zu verarbeitenden Thermoplast. Aufgrund der Materialschrumpfung ist nach der ersten Befüllung des Werkzeuges stets noch eine Nachdruckphase erforderlich in der die Volumenschwindung ausgeglichen wird. Hat das Werkstück die Werkzeugtemperatur erreicht, kann die Form geöffnet und das Formteil entformt werden. [Neitzel and Breuer 1997]

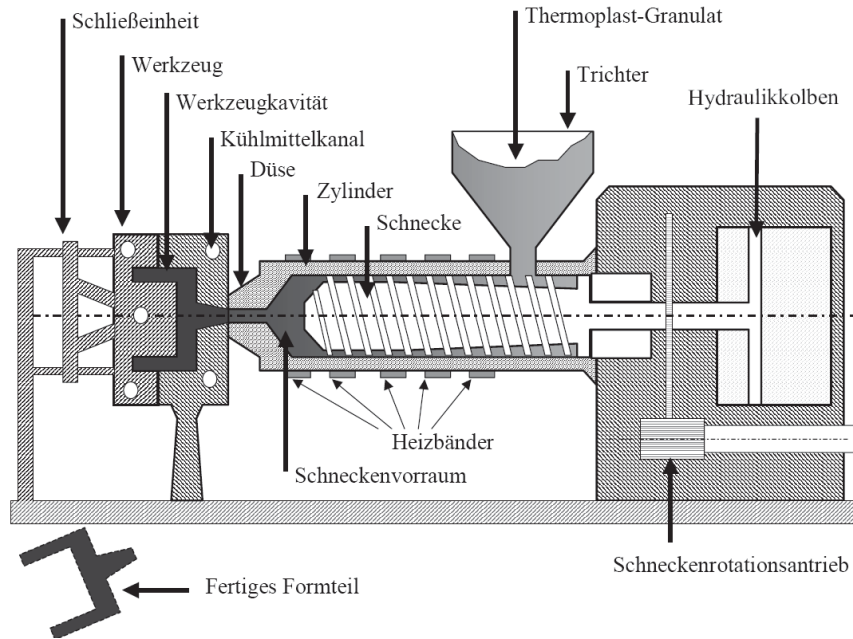


Abb. 2.1: Arbeitsweise einer Schnecken-spritzgießmaschine [Haman 2003]

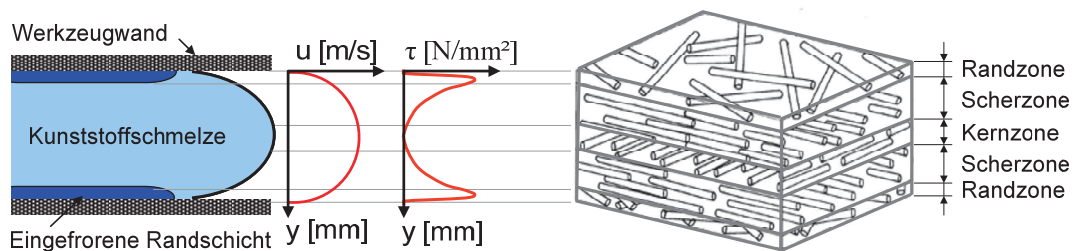
Das Spritzgusswerkzeug muss so beschaffen sein, dass die gewünschten Spritzgussteile mit der geforderten Qualität und Maßgenauigkeit kostengünstig gefertigt werden können. Es ist darauf zu achten, dass der Materialabfall durch Überläufe oder Angüsse sowie die erforderliche Nachbearbeitung des Bauteils klein gehalten werden. Um die Spritzgussmaschine wirtschaftlich betreiben zu können ist ein vollautomatischer Betrieb erforderlich. [Knappe, Lampl et al. 1992]

### 2.2.1.2. Effekte beim Spritzgießen

Beim Spritzgießen von glasfaserverstärkten Kunststoffen treten Effekte auf, die die mechanischen Eigenschaften des fertigen Bauteils erheblich beeinflussen. In erster Linie ist hier die diskontinuierliche Faserverteilung, welche nach [Mlekusch 1997; Erhard 1999] vorwiegend von den komplexen Strömungsverhältnissen in der Kavität abhängig ist, zu erwähnen. Die Strömungsverhältnisse sind wiederum abhängig von der Werkzeuggeometrie, von der Lage und Gestaltung Anspritzstelle (Anschnitt), sowie von der Anspritzgeschwindigkeit. Weitere Prozessparameter wie Werkzeugwandtemperatur und Schmelztemperatur haben hingegen nach [Mlekusch 1997] nur einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Orientierungsbildung der Fasern. Einen erheblichen Einfluss auf die Bauteilfestigkeit haben auch Bindenähte welche bei der Fertigung, durch zusammentreffen von zwei Schmelzefronten, entstehen. [Erhard 1999; Guster 2009] Diese können meist nicht bzw. nur durch Mehraufwand vermieden werden. Durch die thermische Ausdehnung können während des Abkühlvorgangs auch Poren, welche vorwiegend bei Materialanhäufungen zu finden sind, auftreten. Poren beeinflussen die Bauteilfestigkeit negativ und stellen somit Schwachstellen dar. [Erhard 1999]

## Ausbildung der Faserorientierung

Spritzgegossene Bauteile aus kurzfaserverstärkten Thermoplasten weisen eine charakteristische Schichtstruktur bezüglich der Faserorientierung auf. [Hegler 1984] Der Orientierungsgrad in den einzelnen Schichten, sowie die einzelnen Schichtdicken und die geometrische Anordnung sind sehr stark von den Stoffparametern (z.B. Fasergehalt), Verfahrensparametern (z.B. Einspritzzeit) und Geometrieparametern (z.B. Wanddicke) abhängig. Hauptsächlich ist diese Struktur, wie in Abb. 2.2 ersichtlich, auf die auftretenden Schubspannungen beim Fließen der zähen Kunststoffschmelze, welche sehr stark vom Geschwindigkeitsgradienten abhängen, zurückzuführen. Die äußerste Schicht (Randzone) besteht aus einem faserarmen Randfilm, an dem sich eine dünne unorientierte Schicht anschließt. Diese entsteht durch Einfrieren der Randschicht bei erstem Kontakt mit der Werkzeugwand. Weiters folgt eine in Fließrichtung ausgeprägte orientierte Schicht (Scherzone), welche durch die dort herrschenden Scherströmungen begründet werden kann. Die Faserorientierung in der Kernzone ist vorwiegend quer zur Fließrichtung. Zwischen den beiden normal zueinander stehenden hochorientierten Schichten wird eine Übergangsschicht mit regelloser Orientierung festgestellt. Die Dicke der Randzone beträgt ca. 5 % und die der Kernzone ca. 0-30 % der Bauteildicke. [Erhard 1999; Haman 2003; Balika, Guster et al. 2006]



**Abb. 2.2:** Entstehung der Orientierung in einer Spritzgegossenen Platte  
 in Anlehnung an [Haman 2003]

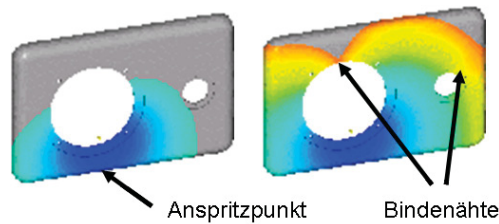
Zur Beschreibung der Faserorientierung an unterschiedlichen Stellen im Bauteil, werden Orientierungstensoren verwendet. Diese Tensoren können durch Simulation des Spritzgussprozesses mit einer geeigneten Software (z.B. Moldflow) oder analytisch, beispielsweise durch die Auswertung von Schliffbildern, ermittelt werden. Die derzeit am häufigsten angewendete Methode ist die Füllsimulation, da bei der 2D-Auswertung von Schliffen sehr viele Schliffe notwendig wären und oftmals noch kein Bauteil zur Orientierungsmessung zur Verfügung steht. [Hegler 1984; Mlekusch 1999; Mlekusch, Lehner et al. 1999]

## Bindenähte

Bindenähte entstehen, wenn zwei Schmelzefronten aufeinander treffen. Dies geschieht wenn das Bauteil von mehreren Punkten aus angespritzt wird oder wenn sich die Schmelzefront zwangsweise aufteilt. Das Aufteilen kann durch Umströmen eines Kerns im Werkzeug, durch unterschiedliche Fließweglängen oder durch partielles Voreilen oder Zurückbleiben der Schmelzefront durch unterschiedliche Wandstärken entstehen. [Erhard 1999; Nguyen-Chung 2001]

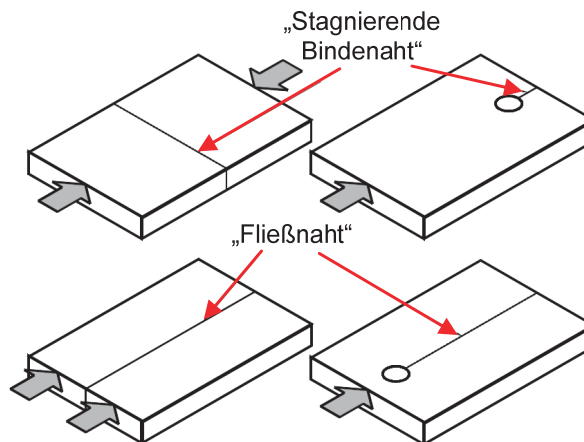


In Abb. 2.3 ist das Ergebnis einer Füllsimulation eines Fotoapparatcovers mittels Moldflow ersichtlich, wobei man in dieser Darstellung den Entstehungsprozess einer Bindenaht gut erkennen kann. Der plastifizierte Kunststoff wird durch den Anspritzpunkt in die Form gepresst und teilt sich in der Kavität nach den Gesetzen der Strömungsmechanik auf. Beim Erreichen der Ausnehmungen im Cover teilt sich die Schmelzefront in jeweils zwei neue Schmelzefronten auf. Diese stoßen nach dem Umströmen der Ausnehmungen wieder zusammen und bilden dadurch, jeweils auf der anspritzpunktfernen Seite, eine stagnierende Bindenaht aus.



**Abb. 2.3:** Entstehungsprozess einer Bindenaht [Plastic\_Design\_Solutions\_Ltd 2008]

Grundsätzlich sind zwei Arten von Bindenähten zu unterscheiden. Beim ersten Typ, der sog. stagnierenden Bindenaht, treffen zwei Schmelzströme frontal aufeinander und bleiben anschließend an der Kontaktstelle stehen. Beim zweiten Typ, der sog. Fließnaht, treffen die Schmelzströme seitlich aufeinander und fließen anschließend als vereinte Front weiter. Die Unterteilung der beiden Bindenahttypen ist in Abb. 2.4 schematisch dargestellt. [Nguyen-Chung 2001]



**Abb. 2.4:** Bindenahttypen [Nguyen-Chung 2001]

### Lufteinschlüsse und Poren

Ein Lufteinschluss entsteht, wenn die Schmelzefronten einen Hohlraum umschließen, aus dem die eingeschlossene Luft nicht mehr entweichen kann [Erhard 1999]. Poren hingegen entstehen bei der Abkühlung des Bauteils, durch Verringerung des Werkstoffvolumens während der Temperaturabnahme. Sie sind daher hauptsächlich an Materialanhäufungen zu finden. Beide Ungängen stellen durch Minimierung des tragenden Querschnittes bzw. durch lokale Spannungsüberhöhungen (Kerbwirkung) in diesen Bereichen Schwachstellen im Bauteil dar. Wie in Abb. 2.5 an den größeren schwarzen Bereichen ersichtlich, befinden sich auch bei der ungekerbten UB-Probe mit 4 mm Stegbreite wahrscheinlich Poren in der Probenmitte.

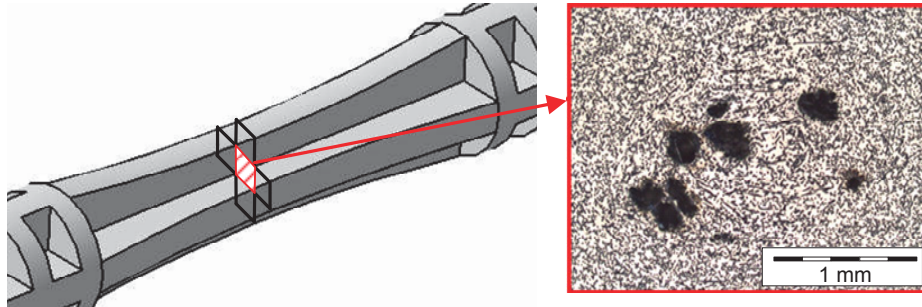


Abb. 2.5: Poren in Probenmitte der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite

### 2.3. Versagensmechanismen

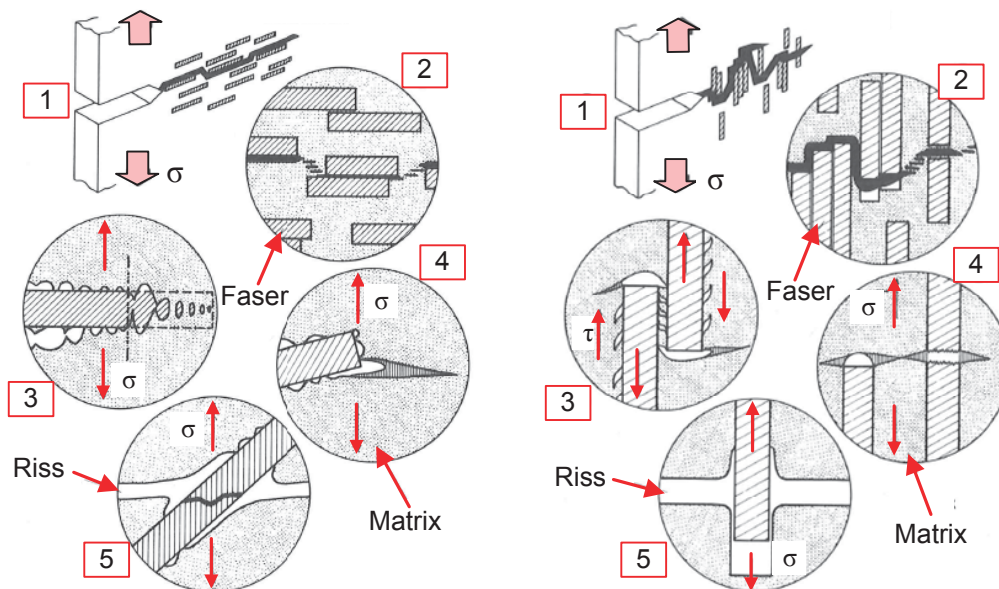
Unter zyklischen Lasten versagen Werkstoffe bereits weit unter der quasistatischen Zugfestigkeit. Die Ermüdung von polymeren Werkstoffen zufolge derartiger Beanspruchungen lässt sich grundsätzlich auf zwei unterschiedliche Versagensmechanismen zurückführen. Zum einen auf eine, durch hohe Beanspruchungsfrequenzen und hohe Belastungen hervorgerufene hysteretische Erwärmung, welche zu einem thermischen Versagen führen kann. Zum anderen auf mechanische Ermüdung. Bei den in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen wurde der Einfluss der Prüffrequenz auf die hysteretische Erwärmung im Vorfeld weitgehend untersucht und diskutiert. Die Prüffrequenz wird daraufhin so gewählt dass die hysteretische Erwärmung vernachlässigbar und ein thermisches Versagen ausgeschlossen ist. Aus diesem Grunde beschränken sich die folgenden Ausführungen auf die mechanischen Versagensmechanismen.

Bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen werden die mechanischen Versagensmechanismen Matrixversagen (Crazing, Scherfließen, Hohlräume, Bruch), Faser-Matrix-Grenzschichtversagen (Ablösen und Auszug) und Faserversagen (Bruch) unterschieden. Allgemein zeigt sich, dass die Schädigung vorwiegend an den Faserenden durch Aufbrechen der Fasergrenzschicht (entlang der Faser oder in der angrenzenden Matrixschicht) initiiert wird. Entscheidend für die Art des Versagens sind aus werkstofflicher Sicht die Faserlängenverteilung, das Verhältnis von Faserlänge zu Faserdurchmesser ( $L/D$ -Verhältnis), die Qualität der Faser-Matrixhaftung, die Duktilität und Kerbempfindlichkeit der Matrix, sowie die relative Orientierung der Fasern im Verhältnis zur Risswachstumsrichtung. Weiters sind auch die Beanspruchungsbedingungen (statisch, dynamisch), die Temperatur, die Dehnratesowie die allgemeinen Umgebungsbedingungen für das Versagensverhalten mitentscheidend. [Lang, Manson et al. 1987; Friedrich and Karger-Kocsis 1989; Zahnt 2003]

In Abb. 2.6 sind mechanische Versagensmechanismen bei einer Belastung quer bzw. längs zur Faser-Hauptorientierung schematisch dargestellt. Sind die Fasern parallel bzw. unter kleinen Winkeln zur Bruchebene orientiert (quer zur Belastungsrichtung), so ist eine tendenzmäßig ebene Rissausbreitung zu erwarten (vgl. Abb. 2.6, Bild 1 links). Die Rissinitiierung kann an Lunkern rund um die quer liegenden Fasern (vgl. Abb. 2.6, Bild 3 links) bzw. durch Crazeinitiierung an den Faserenden (vgl. Abb. 2.6, Bild 4 links) erfolgen. Das weitere Risswachstum findet entlang der Faser-Matrix-Grenzfläche statt und setzt sich durch Zusammenwachsen von Crazes und Rissen zwischen den Faserenden, durch den

Werkstoff fort (vgl. Abb. 2.6, Bild 2 links). Bei Fasern die nicht parallel zur Rissebene orientiert sind, kann eine Matrixablösung bzw. auch ein Faserbruch durch eine zu hohe Biegebeanspruchung in der Faser erfolgen (vgl. Abb. 2.6, Bild 5 links).

Sind die Fasern normal bzw. unter großen Winkel zur Bruchebene orientiert (längs zur Belastungsrichtung), so ist eine tendenzmäßige Zick-Zack-Ausbreitung des Risses mit Verzweigungen zu erwarten (vgl. Abb. 2.6, Bild 1 rechts). Die Risse initiieren vorwiegend an den Faserenden und können sich zu einem Hauptriss zusammenschließen (vgl. Abb. 2.6, Bild 2 rechts). Bei sehr guter Faser- Matrix- Haftung wandert der Riss durch die Fasern hindurch (Faserbruch, vgl. Abb. 2.6, Bild 4 rechts) was zu einem ständigen Stoppen und Weiterwachsen des Risses („Stop- and Go- Effekt“) führen kann. Weist der Werkstoff keine optimale Faser- Matrix- Haftung auf, so löst sich durch die auftretenden Schubspannungen die Matrix von der Faser ab und der Riss wächst um die Faser herum (vgl. Abb. 2.6, Bild 3 rechts). Es kommt in weiterer Folge zu einem Faserauszug (vgl. Abb. 2.6, Bild 5 rechts). [Lang, Manson et al. 1987; Friedrich and Karger-Kocsis 1989; Mandell 1991; Novotny 1997; Zahnt 2003]



**Abb. 2.6:** Schematische Darstellung möglicher Versagensmechanismen bei einer Belastung quer (links) zur Faserorientierung [Friedrich and Karger-Kocsis 1989]

### 3. Konzepte zur Ermüdungscharakterisierung

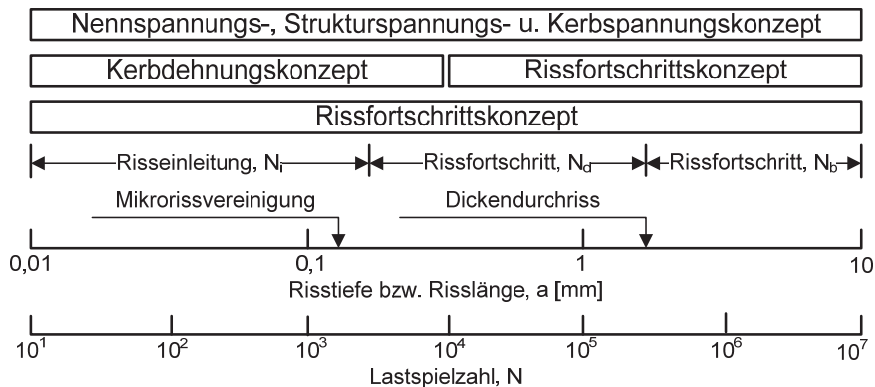
Strukturbauteile aus kgfv Kunststoffen werden großteils zyklischen Belastungen ausgesetzt und versagen folglich vorwiegend durch Ermüdung. Die Ermittlung der ertragbaren Schwingspielzahl  $N$  bis zum Bauteilbruch, unter Einhaltung einer maximal zulässigen Ausfallswahrscheinlichkeit  $P_A$ , ist dahergehend von großer Bedeutung. Zur Auslegung und Dimensionierung werden in Anlehnung an [Haibach 2006] und [Eichlseder 2007] je nach Anwendung und Sicherheitsanforderungen unterschiedliche Auslegungsphilosophien verfolgt:

- SAFE LIFE DESIGN: Dieses Konzept setzt ein sicheres Bestehen des Bauteils über seine gesamte Lebensdauer voraus und wird vor allem dort angewendet wo ein Versagen katastrophale Folgen hätte. Die Ausfallswahrscheinlichkeiten sind in der Größenordnung von  $10^{-7}$  bis allenfalls  $10^{-4}$ .
- FAIL SAFE DESIGN: Hierbei wird davon ausgegangen, dass beim Versagen einer Komponente kein Totalausfall der Funktion einer Baugruppe die Folge ist. Die Funktion des ausgefallenen Teiles muss bis zur Entdeckung und Reparatur des Fehlers von einem parallel geschaltetem Bauteil übernommen werden. Diese Philosophie des sog. „beschränkten Versagens“ wird vorwiegend bei mehrfach statisch unbestimmten Systemen angewendet und erlaubt etwas größere Ausfallswahrscheinlichkeiten von Einzelkomponenten in der Höhe von  $10^{-5}$  bis  $10^{-2}$ .
- DAMAGE TOLERANCE DESIGN: Bei dieser, vorzugsweise im Flugzeugbau verwendeten Auslegungsphilosophie, müssen Komponenten nachweislich so bemessen werden, dass ihr Einsatz über die gesamte geplante Einsatzdauer im technischen Makrorisistadium erfolgen kann. Risse werden so zu sagen toleriert, aber beobachtet.

Die Entwicklung von Konzepten zur Lebensdauerabschätzung und Dimensionierung von Bauteilen wird vorwiegend von der Automobilindustrie und dem Rennsport für metallische Werkstoffe vorangetrieben. Je nach Anzahl der Lastwiederholungen (Zyklen) treten unterschiedliche Versagensmechanismen im Werkstoff auf und sind dementsprechend unterschiedliche Berechnungskonzepte erforderlich. Nach [Eichlseder 2007] versagt ein Werkstoff bei hohen Spannungsamplituden und niedrigen Schwingspielzahlen ( $N < 10^4$  Zyklen) im LCF-Bereich (low cycle fatigue) aufgrund makroskopisch, plastische Verformungen, während bei niedrigen Spannungsamplituden und hohen Lastspielzahlen ( $N > 10^5$  Zyklen) im HCF-Bereich (high cycle fatigue) die Ermüdung im mikroskopischen Bereich stattfindet. Im Wesentlichen behaupteten sich je nach Anwendungsgebiet drei unterschiedliche Denkweisen mit jeweiligen Berechnungskonzepten für den rechnerischen Nachweis der Ermüdungsfestigkeit: [Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007]

- Spannungsbasierender Ansatz:
  - Nennspannungskonzept
  - Strukturspannungskonzept
  - Kerbspannungskonzept
- Dehnungsbasierender Ansatz:
  - Kerbdehnungskonzept
- Bruchmechanischer Ansatz:
  - Linear elastisches Rissfortschrittskonzept
  - Elastisch plastisches Rissfortschrittskonzept

Das jeweilige Anwendungsgebiet, bezüglich der wichtigsten Ermüdungsphänomene (Risstiefe bzw. Risslänge und Lastspielzahl) der verschiedenen Nachweisverfahren ist in Abb. 3.1 dargestellt.



**Abb. 3.1:** Einteilung der verschiedenen Ermüdungsfestigkeitsnachweisverfahren in Relation zu den wichtigsten Ermüdungsphänomenen ( $N_i$  Risseinleitung,  $N_d$  Rissfortschritt über Plattendicke,  $N_b$  Rissfortschritt über Plattenbreite) [Radaj and Vormwald 2007]

Forschungsschwerpunkt zur betriebsfesten Dimensionierung von Kunststoffbauteilen ist die Ermüdungscharakterisierung und Umlegung der für Metalle entwickelten Konzepte auf Kunststoffe. Für kgfv Kunststoffe sind derzeit noch wenige Schwingfestigkeitsdaten zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens vorhanden. Die nach auffindbarer Literatur für kgfv Kunststoffe am häufigsten angewendeten Methoden zur Lebensdauerermittlung sind, der klassische, meist einstufige Wöhlerversuch (spannungsbasierender Ansatz) [Ferreira, Costa et al. 1997; Zahnt 2003; Moosbrugger, Wieland et al. 2005; Bernasconi, Davoli et al. 2007; Sonsino and Moosbrugger 2008], sowie der bruchmechanische Ansatz [Lang, Manson et al. 1982; Lang, Manson et al. 1984; Novotny 1997; Pegoretti and Ricco 2002; Zahnt 2003].

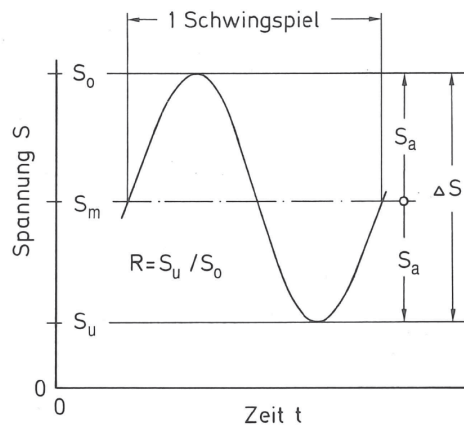
Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden einstufige, spannungsbasierende Wöhlerveruche, sowie die LEBM zur Untersuchung des Schwingfestigkeitsverhaltens herangezogen, weshalb sich die folgenden Ausführungen nur noch auf den Wöhleransatz und den Ansatz des linear- elastischen Rissfortschrittskonzepts beziehen.

### 3.1. Grundlegende Begriffe und Definitionen der Betriebsfestigkeit

Im folgenden Abschnitt sind nur die für diese Arbeit nötigen Grundlagen der Betriebsfestigkeit erläutert. Für genauere Ausführungen wird auf [Haibach 2006; Gross and Seelig 2007; Radaj and Vormwald 2007], verwiesen.

#### 3.1.1. Beschreibung der Schwingbeanspruchung

Die im Versuch am häufigsten angewendete Schwingbeanspruchung ist eine wie in Abb. 3.2 dargestellte sinusförmige Schwingung. Zur eindeutigen Definition der Beanspruchung sind die Mittelspannung und die Schwingungsamplitude erforderlich. In der Technik wird die Lage der Mittelspannung und somit die Beanspruchungsart (wechselnd, schwellend usw.) sehr häufig über das in Glg. (3.1) dargestellte Spannungsverhältnis  $R$  definiert. Es gibt das Verhältnis vom unteren Grenzwert der Schwingbeanspruchung  $S_u$  zum oberen Grenzwert  $S_o$  an. Bei gegebener Spannungsamplitude  $S_a$  lässt sich die Lage der Mittelspannung nach Glg. (3.3) berechnen. Die Beanspruchung ist somit über das Spannungsverhältnis  $R$  und über die Spannungsamplitude  $S_a$  vollständig definiert.



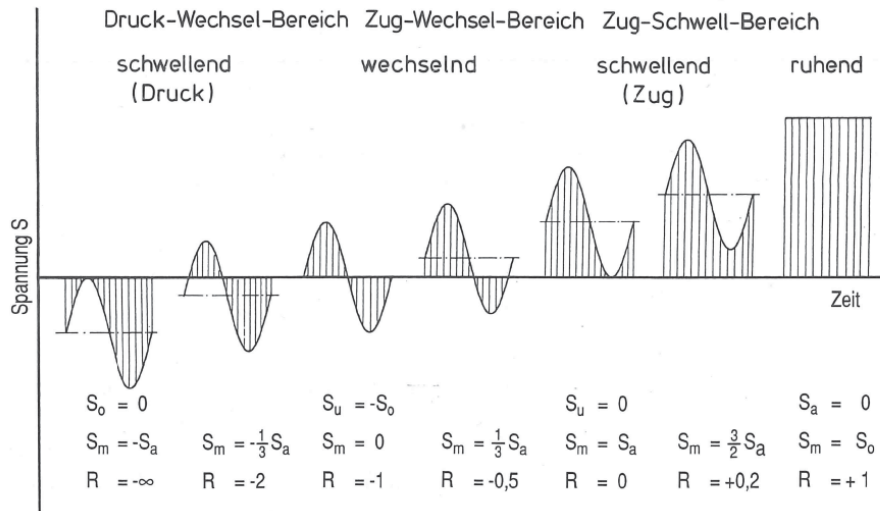
**Abb. 3.2:** Kennwerte eines sinusförmigen Schwingspiels [Haibach 2006]

$$R = \frac{S_u}{S_o} \quad \text{Glg. (3.1)}$$

$$S_a = \frac{S_o - S_u}{2} \quad \text{Glg. (3.2)}$$

$$S_m = S_a \cdot \frac{1+R}{1-R} \quad \text{Glg. (3.3)}$$

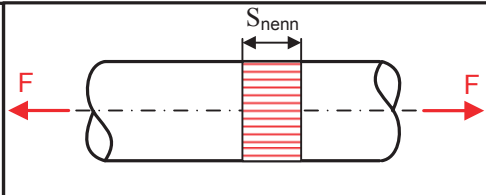
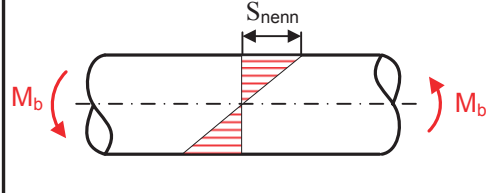
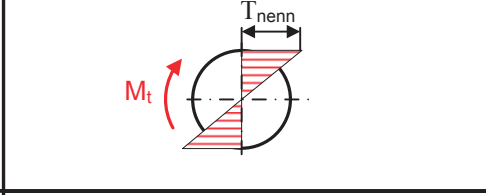
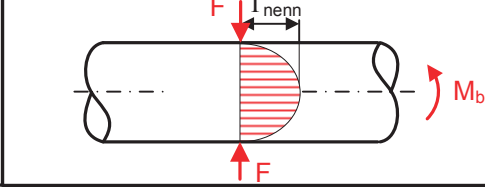
Über das Spannungsverhältnis  $R$  kann, wie in Abb. 3.3 ersichtlich, die Lage der Schwingbeanspruchung (Mittelspannung) und somit die Beanspruchungsart sehr anschaulich definiert werden. So sind alle Beanspruchungsfälle mit einem Verhältnis zwischen  $R = -\infty$  und  $R = 0$ , wechselnde und alle mit einem Verhältnis  $R > 0$  schwellende Beanspruchungen. Hervorzuheben sind die reine Wechselbeanspruchung ( $R = -1$ ,  $S_m = 0$ ), die reine Zugschwellbeanspruchung ( $R = 0$ ,  $S_u = 0$ ) und die reine Druckschwellbeanspruchung ( $R = -\infty$ ,  $S_o = 0$ ). [Mallick and Zhou 2004; Sutherland and Mandell 2005; Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007]



**Abb. 3.3:** Beanspruchungsfälle und Spannungsverhältnis [Haibach 2006]

### 3.1.2. Nennspannung und lokale Spannung

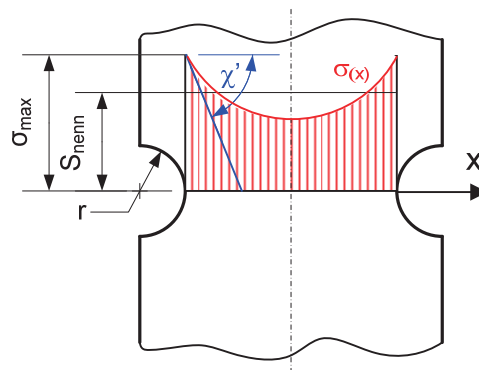
Unter der Nennspannung versteht man die nach den elementaren Gleichungen der Festigkeitslehre ermittelte Spannung in einem Querschnitt, aufgrund einer Zug-, Druck-, Biege-, Torsions- oder Schubbeanspruchung. Die in Abb. 3.4 dargestellten Spannungsverläufe sind idealisierte Verläufe.

Zug/Druck		$S_{nenn} = \frac{F}{A}$
Biegung		$S_{nenn} = \frac{M_b}{W_b}$
Torsion		$T_{nenn} = \frac{M_t}{W_t}$
Schub		$T_{nenn} = \frac{4}{3} \cdot \frac{F}{A}$

**Abb. 3.4:** Spannungsverläufe und Berechnung der Nennspannung bei den vier Grundbeanspruchungsarten

Der maximale Spannungswert des idealisierten Verlaufes entspricht der Nennspannung. In Bauteilen, welche meist sehr komplex ausgeführt werden, sind die realen Beanspruchungen

aufgrund von Spannungskonzentrationen welche durch Geometrieänderungen (Kerben), Werkstoffinhomogenitäten und Belastungskonzentrationen hervorgerufen werden können, höher als die Nennspannungen. Weiters kann in komplexen Bauteilen kein Nennquerschnitt zur Berechnung der Nennspannung  $S_{nenn}$  definiert werden. Daher ist die zur Dimensionierung solcher Bauteile das Nennspannungskonzept ungeeignet. In Abb. 3.5 ist der Spannungsverlauf eines gekerbten Zugstabs schematisch dargestellt. Es ist ersichtlich, dass im Kerbgrund die tatsächlich auftretende Spannung deutlich höher ist als die Nennspannung. Diese Spannungserhöhung kann mit einem Spannungsüberhöhungsfaktor, der Formzahl  $K_t$ , nach Glg. (3.4) beschrieben werden. Sie ist bei Formkerben vorwiegend vom Kerbgrundradius und der Kerbtiefe abhängig und kann bei sehr scharfen Kerben den 10-fachen Wert der Nennspannung ( $K_t = 10$ ) annehmen. [Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007]



**Abb. 3.5:** Lokale Spannungserhöhung in einem gekerbten Zugstab in Anlehnung an [Haibach 2006]

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{S_{nenn}} \quad \text{Glg. (3.4)}$$

### 3.1.3. Spannungsgradient

Zur Beschreibung von Spannungserhöhungen ist neben der maximalen Kerbspannung, welche durch die Formzahl  $K_t$  (Glg. (3.4)) ausgedrückt wird, auch der bezogene Spannungsgradient  $\chi'$  senkrecht zur Oberfläche, an der höchstbeanspruchten Stelle von Bedeutung. (vgl. Abb. 3.5)

$$\chi' = \frac{1}{\sigma_{\max}} \cdot \frac{d\sigma}{dx} \quad \text{Glg. (3.5)}$$

Der bezogene Spannungsgradient  $\chi'$  ist nach Glg. (3.5) definiert und wird direkt oder indirekt zur Erfassung von Stützwirkungsphänomenen in spannungsbasierenden Ansätzen nach Wöhler herangezogen. [Eichlseder 2003; Haibach 2006]

### 3.1.4. Versagenskriterium in der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM)

Die linear-elastische Bruchmechanik ist eine Methode zur Beschreibung des Verhaltens und der Ausbreitung eines Risses, durch eine auf Griffith (1921) [Gross and Seelig 2007] basierenden energetischen Betrachtung, bei der die elastische Energie mit jener zur

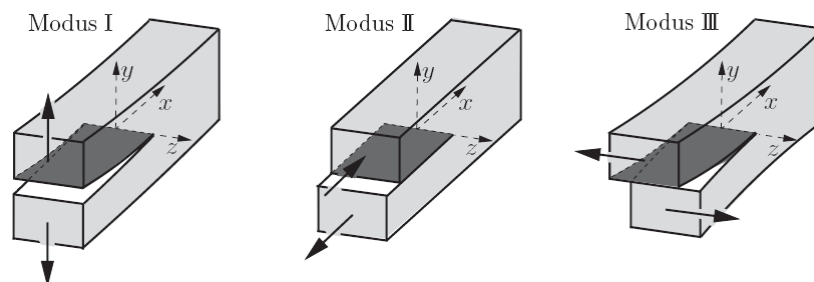


Erzeugung einer neuen Rissoberfläche notwendigen Energie gegenübergestellt wird. Nach [Danzer 2009] und [Gross and Seelig 2007] müssen für die Anwendbarkeit der LEBM folgende Voraussetzungen erfüllt sein:

- Das Material muss ein linear-elastisches Verhalten aufweisen
- Risse müssen eine unendlich scharfe Rissspitze aufweisen
- Über die Rissflanken dürfen keine Kräfte übertragen werden

In [Lang, Manson et al. 1982; Lang, Manson et al. 1984] wird gezeigt, dass die LEBM auch bei viskoelastischen Werkstoffen angewendet werden kann. Voraussetzung zur Anwendbarkeit ist, dass sich die Bereiche der plastischen Zone (vgl. Abb. 3.8) und der nichtlinearen Viskoelastizität auf die unmittelbare Umgebung vor der Rissspitze beschränken.

In der Bruchmechanik werden nach Abb. 3.6 grundsätzlich drei unterschiedliche Rissöffnungsarten unterschieden. Der in der Literatur am häufigsten untersuchte und für die Anwendung wichtigste Rissöffnungsmodus ist der Modus I, der unter anderem mittels CT-Proben hervorgerufen wird. Auch in dieser Arbeit werden die bruchmechanischen Versuche mit einer Modus I-Beanspruchung durchgeführt, weshalb nur noch dieser Rissöffnungsmodus betrachtet wird.



**Abb. 3.6:** Rissöffnungsarten [Gross and Seelig 2007]

Der aus der spannungsanalytischen Betrachtung gewonnene Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$ , zur Beschreibung der Rissspitzenbeanspruchung errechnet sich nach Glg. (3.6). Je nach Umformung der Glg. (3.6) lässt sich wie in Glg. (3.7) und Glg. (3.8) dargestellt, die kritische Rissspannung  $\sigma_f$  bzw. die kritische Risslänge  $a_c$ , welche zur Rissausbreitung und dem daraus resultierendem Bauteilversagen führt, berechnen. Hierfür müssen die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  und je nach gewünschtem Ergebnis die kritische Risslänge  $a_c$  bzw. die kritische Rissspannung  $\sigma_f$  eingesetzt werden. Der Geometriefaktor  $Y$  ist abhängig von der Bauteilgeometrie und von der Risslänge. Er wird bei kurzen Rissausbreitungen meist als konstant ( $Y=1$ ) angenommen. Nach dem Kriterium von Griffith [Gross and Seelig 2007] breitet sich ein Riss erst dann aus, wenn nach Glg. (3.9) der auf die Rissspitze wirkende Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  größer als die kritische Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  ist. Auf die genauere Erläuterung und Herleitung der unten dargestellten Gleichungen wird in dieser Arbeit nicht näher eingegangen. Stattdessen wird auf die Fachliteratur wie [Blumenauer and Pusch 1993; Suresh 1998; Haibach 2006; Rösler, Harders et al. 2006; Gross and Seelig 2007; Radaj and Vormwald 2007] verwiesen.

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad \text{Glg. (3.6)}$$

$$\sigma_f = \frac{K_{IC}}{Y \sqrt{\pi \cdot a_c}} \quad \text{Glg. (3.7)}$$

$$a_c \geq \frac{1}{\pi \cdot Y^2} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad \text{Glg. (3.8)}$$

$$K_I \geq K_{IC} \quad \text{Glg. (3.9)}$$

### 3.1.5. Spannungsfeld der Risssspitze

Unter Bezugnahme auf die Nomenklatur und das Koordinatensystem in Abb. 3.7, lässt sich das Spannungsfeld vor einer Risssspitze mittels der komplexen Methode der linearen Elastizitätstheorie wie sie in [Gross and Seelig 2007] beschrieben ist berechnen. Das Spannungsfeld für den Fall eines ebenen Dehnungszustandes (EDZ), wie er im Zentrum der Risssspitze auftritt, ist nach Glg. (3.10) definiert. [Gross and Seelig 2007]

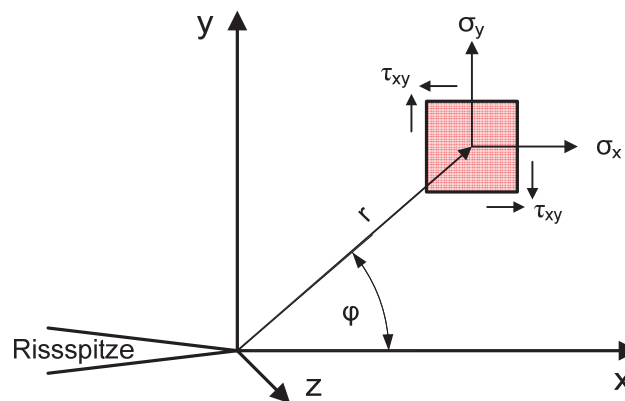
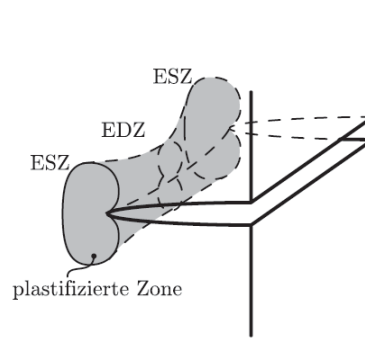


Abb. 3.7: Koordinatensystem und Spannungskomponenten vor der Risssspitze in Anlehnung an [Haibach 2006]

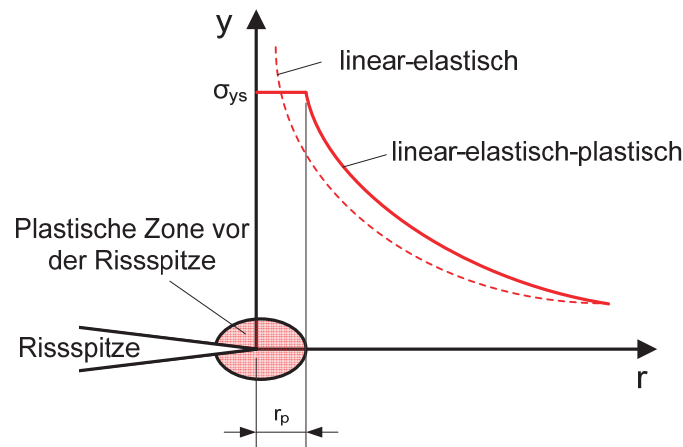
$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\varphi}{2}\right) \cdot \begin{pmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\varphi}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\varphi}{2}\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\varphi}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\varphi}{2}\right) \\ \sin\left(\frac{\varphi}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3\varphi}{2}\right) \end{pmatrix} \quad \text{Glg. (3.10)}$$

Das nach der linear-elastischen Elastizitätstheorie berechnete Spannungsfeld (Glg. (3.10)) weist an der Risssspitze ( $r = 0$ ) eine Singularität auf, in der die Spannungskomponenten bei einem linear-elastischem Materialverhalten, einen unendlich hohen Wert erreichen. Da reale Werkstoffe wie im speziellen auch Kunststoffe kein rein elastisches Verhalten aufweisen, bildet sich an der Risssspitze eine wie in Abb. 3.8 dargestellte plastische Zone aus. Die ersichtlich sog. Hundeknochenform der plastischen Zone ist auf den ebenen Dehnungszustand (EDZ) und die dadurch hervorgerufene höhere Fließgrenze, sowie auf den ebenen Spannungszustand (ESZ) an den Seiten zurückzuführen. [Blumenauer and Pusch 1993; Panzenböck 2006; Rösler, Harders et al. 2006; Gross and Seelig 2007]



**Abb. 3.8:** Ausbildung der plastischen Zone an der Rissspitze [Rösler, Harders et al. 2006]

In Abb. 3.9 sind die Spannungsverläufe vor der Rissspitze bei unterschiedlichem Materialverhalten schematisch dargestellt. Bei einem linear-elastischem Materialverhalten kommt es in der Rissspitze wie bereits oben erläutert zu einer Singularität und somit zu einer unendlich hohen Spannung. Unter Berücksichtigung der Werkstoffplastizität bildet sich ein linear-elastisch-plastischer Spannungsverlauf in der Rissebene aus. Die in der plastischen Zone vorherrschenden Spannungen entsprechen in etwa jener der Fließspannung  $\sigma_{ys}$  im einachsigen Zugversuch.



**Abb. 3.9:** Spannungsverteilung vor der Rissspitze in y-Richtung entlang der Rissebene bei linear-elastischen und linear-plastischem Werkstoffverhalten mit schematisch eingezeichneter plastischen Zone in Anlehnung an [Haibach 2006; Gross and Seelig 2007]

### 3.1.6. Spannungsintensitätsfaktor

Wie in Abb. 3.10 ersichtlich befindet sich an der Rissspitze eine sehr kleine Prozesszone  $\rho$ , in der das Material mikromechanisch geschädigt wird und in der neue Rissoberflächen entstehen. Weiters bildet sich eine plastische Zone  $r_p$ , in der kein linear-elastisches Werkstoffverhalten vorherrscht, aus. Zur Beschreibung der komplexen Rissbeanspruchung wird nach [Gross and Seelig 2007] der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  herangezogen (K-Konzept). Nach der Hypothese die dem K-Konzept zugrunde liegt, kann der Zustand der Prozesszone bzw. an der Rissspitze indirekt durch den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  charakterisiert werden, wenn das betrachtete Gebiet ( $K_I$ -bestimmtes Gebiet) groß im Vergleich zur plastischen Zone und der Prozesszone ist ( $\rho, r_p \ll R$ ). Der

Spannungsintensitätsfaktor wird, ähnlich wie die Spannungen selbst, als eine Zustandsgröße angesehen, die ein Maß für die Belastung im Rissspitzenbereich ist. [Gross and Seelig 2007]

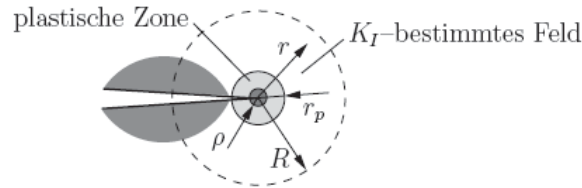


Abb. 3.10: K-Konzept [Gross and Seelig 2007]

### Bruchzähigkeit $K_{IC}$

Die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  ist ein Werkstoffkennwert bei Mode I-Belastung, welcher ähnlich der im quasistatischen Versuch ermittelten Zugfestigkeit zur Beschreibung der statischen Belastbarkeit des Werkstoffes dient. Sie kann an beliebigen Geometrien, wie z.B. an einer Compact-Type (CT-) Probe bzw. an einer 3-Punkt-Biegeprobe unter monotoner Zugbelastung ermittelt werden. [Gross and Seelig 2007]

### Zyklischer Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_I$

Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_I$  ist die Belastungsschwingbreite der Rissspitze im bruchmechanischen Ermüdungsversuch, welche im herkömmlichen Wöhlerversuch der Spannungsschwingbreite  $\Delta S$  entspricht (vgl. Abb. 3.2).

## 3.2. Ermüdungscharakterisierung durch Wöhlerlinien

Der Wöhlerversuch ist der auf August Wöhler zurückgehende grundlegende technische Versuch zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit und bezieht sich auf eine zwischen zwei Grenzwerten schwingenden Beanspruchung. Er beinhaltet ausgehend von der Rissinitiation bis zum Bruch alle Bereiche der Ermüdung (vgl. Abb. 3.1, spannungsbasierende Konzepte), liefert aber ausschließlich Zusammenhänge zwischen Belastungsamplitude und erreichbarer Schwingspielzahl. Die Lebensdauerberechnung erfolgt auf Basis der Hypothese der linearen Schadensakkumulation (Miner-Regel). [Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007]

### 3.2.1. Generierung und Beschreibung der Wöhlerlinie

Die versuchstechnische Ermittlung der Wöhlerlinie erfolgt durch einstufige (konstante Mittelspannung und Amplitude bis zum Versagen) Schwingversuche bei unterschiedlichen Belastungsniveaus. Das Ergebnis des Wöhlerversuches ist die Abhängigkeit der erreichten Lastspielzahl von der Beanspruchungsamplitude. Als Beanspruchungsverlauf wird aufgrund der relativ einfachen Regelung vorwiegend eine harmonische Sinusschwingung aufgebracht. Während nach [Haibach 2006] die Beanspruchungsform und die Prüffrequenz meist einen eher untergeordneten Einfluss auf das Schwingfestigkeitsverhalten von Metallen aufweisen, muss bei Kunststoffen darauf geachtet werden, dass kein signifikanter Einfluss durch Eigenerwärmung während der zyklischen Beanspruchung (hysteretische Erwärmung) oder durch viskoelastische Effekte gegeben ist. [Zhou and Mallick 2006]

Die im Versuch ermittelte Abhängigkeit der erreichten Lastspielzahl  $N$  von der Beanspruchungsamplitude  $\sigma_a$  kann wie in Abb. 3.11 ersichtlich, im doppelt logarithmischen Maßstab dargestellt werden (Wöhlerlinie). Nach [Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007] lässt sich das Wöhlerliniendiagramm in drei Bereiche einteilen. Der zur lebensdaueroptimierten Bauteilauslegung verwendete ist der Zeitfestigkeitsbereich (Zeitfestigkeitsgerade), in dem die Versuchsreihen relativ einfach über die Neigung  $k$ , Ecklastspielzahl  $N_{eck}$  und Schwingfestigkeit bei der Ecklastspielzahl  $\sigma_{a,eck}$  beschrieben werden können. Im Low-Cycle-Fatigue-Bereich (LCF,  $N < 10^4$ , Kurzzeitfestigkeit) nähern sich die Beanspruchungen der statischen Formfestigkeit. Es überwiegen vorwiegend plastische Dehnungen, welche zum schnellen Versagen führen. Der Long-Life-Fatigue-Bereich (LLF,  $N > 10^6$ , Langzeitfestigkeitsbereich) wird aufgrund langer Prüfzeit und hoher Prüfkosten meist nur bis  $N = 10^7$  abgebildet. Die Beanspruchungen sind in diesem Bereich bereits so niedrig, dass vorwiegend elastische Dehnungen auftreten. Bei Metallen wird sehr häufig für den LLF-Bereich eine Dauerfestigkeit angegeben unter dessen Wert eine Beanspruchung, nicht zum Bauteilversagen führt. [Haibach 2006] Bei kgfv Kunststoffen ist eine solche Grenze nicht bekannt. [Guster 2009]

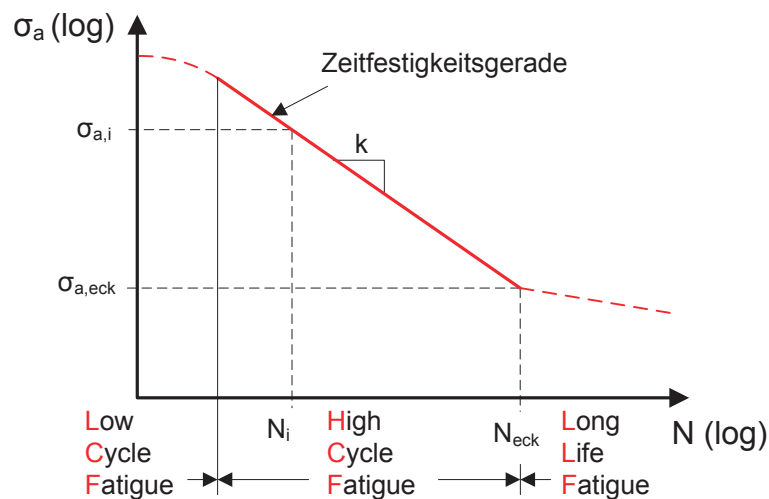


Abb. 3.11: Kennwerte und Bereiche der Wöhlerlinie

Zur mathematischen Beschreibung der Wöhlerlinie kann eine Geradengleichung im doppelt logarithmischen Maßstab herangezogen werden (Glg. (3.11)). Diese wird verwendet um eine erreichbare Schwingspielzahl  $N_i$  bei gegebener Spannungsamplitude  $\sigma_{a,i}$  zu ermitteln. Es ist darauf zu achten, dass in diesem Fall nur der Zeitfestigkeitsbereich erfasst wird.

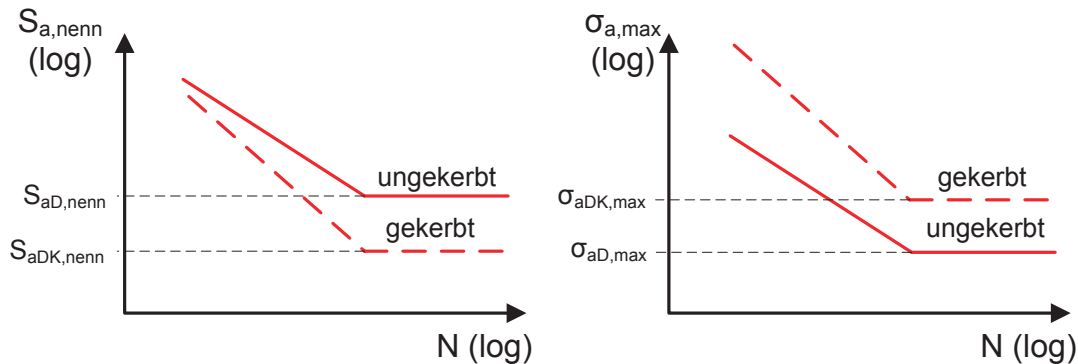
$$N_i = N_{eck} \cdot \left( \frac{\sigma_{a,i}}{\sigma_{a,eck}} \right)^{-k} \quad \text{Glg. (3.11)}$$

### 3.2.2. Spannungskonzentrationen und deren Einfluss auf die Wöhlerlinie

Das Verstehen des Festigkeitsverhaltens von gekerbten Bauteilen ist in der betriebsfesten Dimensionierung sehr wichtig. Einerseits gibt es in der Realität keine kerbfreien Bauteile, und andererseits ist der Kerbgrund meist der versagenskritische Bereich. Bei metallischen Werkstoffen wurde die Auswirkung von Kerben auf die Schwingfestigkeit schon weitgehend

untersucht. [Eichlseder 2003; Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007] Auch für kurzglasfaserverstärkte Kunststoffe sind schon Arbeiten durchgeführt worden welche sich mit dieser Thematik beschäftigen [Moosbrugger, Wieland et al. 2005; Sonsino and Moosbrugger 2008].

Bezieht man die Bauteilfestigkeit auf die vorherrschenden Nennspannungen, so nimmt diese mit zunehmender Kerbschärfe ab (vgl. Abb. 3.12 links). Betrachtet man die im Kerbgrund auftretende Maximalspannung, so ertragen im zyklischen Versuch, gekerbte Proben mit einem hohen bezogenen Spannungsgradienten, örtlich eine höhere Spannung (vgl. Abb. 3.12 rechts). Diese scheinbare Festigkeitssteigerung kann durch die Stützziffer  $n$  beschrieben werden. (Glg. (3.12))



**Abb. 3.12:** Wöhlerlinien ausgewertet nach Nennspannungen (links) und nach maximal auftretender Kerbspannung (rechts)

Unter der Stützziffer  $n$  versteht man nach Glg. (3.12) das Verhältnis von der Spannungsüberhöhung im Kerbgrund, beschrieben durch die Formzahl  $K_t$  (Glg. (3.4)), zum Festigkeitsabfall bezüglich Nennspannungen im Dauerfestigkeitsbereich, welcher durch  $K_f$  (Glg. (3.13)) beschrieben wird.  $K_f$  beschreibt somit das Nennspannungsverhältnis von der Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe  $S_{aD,nenn}$  zur Dauerfestigkeit der gekerbten Probe  $S_{aDK,nenn}$ . Ergibt die Stützziffer  $n$  den Wert eins, so bedeutet dies, dass sich die gesamte Spannungsüberhöhung auf die Schwingfestigkeit auswirkt. Der Werkstoff ist voll kerbempfindlich. Erreicht die Stützziffer hingegen denselben Wert wie die Formzahl  $K_t$ , so bleibt die Schwingfestigkeit bezüglich der Nennspannungen unverändert und der Werkstoff ist voll kerbunempfindlich [Eichlseder 2007].

$$n = \frac{K_t}{K_f} \quad \text{Glg. (3.12)}$$

$$K_f = \frac{S_{aD,nenn}}{S_{aDK,nenn}} \quad \text{Glg. (3.13)}$$

Die Stützwirkung  $n$  lässt sich bei Betrachtung der lokalen Maximalspannungen auch als Maximalspannungsverhältnis von der Dauerfestigkeit der gekerbten Probe  $\sigma_{aDK,max}$  zur Dauerfestigkeit der ungekerbten Probe  $\sigma_{aD,max}$  nach Glg. (3.14) definieren.

$$n = \frac{\sigma_{aDK,max}}{\sigma_{aD,max}} \quad \text{Glg. (3.14)}$$

### 3.2.3. Schädigungs- und Lebensdauerberechnung auf Basis von Wöhlerlinien

Das einfachste, bekannteste und am häufigsten angewendete Verfahren zur Lebensdauerberechnung auf Basis von Wöhlerlinien ist die Hypothese der linearen Schädigungsakkumulation nach Miner. Damit kann die Lebensdauer eines bei unterschiedlichen Belastungsniveaus beanspruchten Bauteils, auf Basis von einer im einstufigen Schwingversuch ermittelten Wöhlerlinie abgeschätzt werden. Um die Gesamtschädigung zu erhalten werden für jedes Schwingenspiel die Teilschädigungen berechnet und diese aufsummiert. [Haibach 2006]

Wie in Abb. 3.13 ersichtlich wird bei der rechnerischen Lebensdauerermittlung nach Miner, bei Beanspruchungsamplituden unterhalb der Dauerfestigkeit zwischen der Originalform der Miner-Regel, der konservativen elementaren Form, und der modifizierten Form nach Haibach, unterschieden. Bei der Originalform der Miner-Regel wird bei Beanspruchungen unterhalb der Dauerfestigkeit keine Schädigung berücksichtigt. Bei der konservativen elementaren Form hingegen bleibt die Wöhlerlinienneigung auch unter der Dauerfestigkeit unverändert und die Schädigung wird mitberücksichtigt. Die modifizierte Form nach Haibach stellt mit einer Wöhlerlinienneigung unter der Dauerfestigkeit von  $2k-1$  eine Zwischenlösung der beiden anderen Formen dar. Die Teilschädigungen  $D_i$  eines Lastkollektives sowie die Gesamtschädigung  $D$  werden bei der linearen Schadensakkumulation nach Miner gemäß Glg. (3.15) und Glg. (3.16) berechnet. Die ertragbare Schwingenspielzahl des jeweiligen Spannungsniveaus  $N_i$  ist durch die Wöhlerlinie nach Glg. (3.11) gegeben.

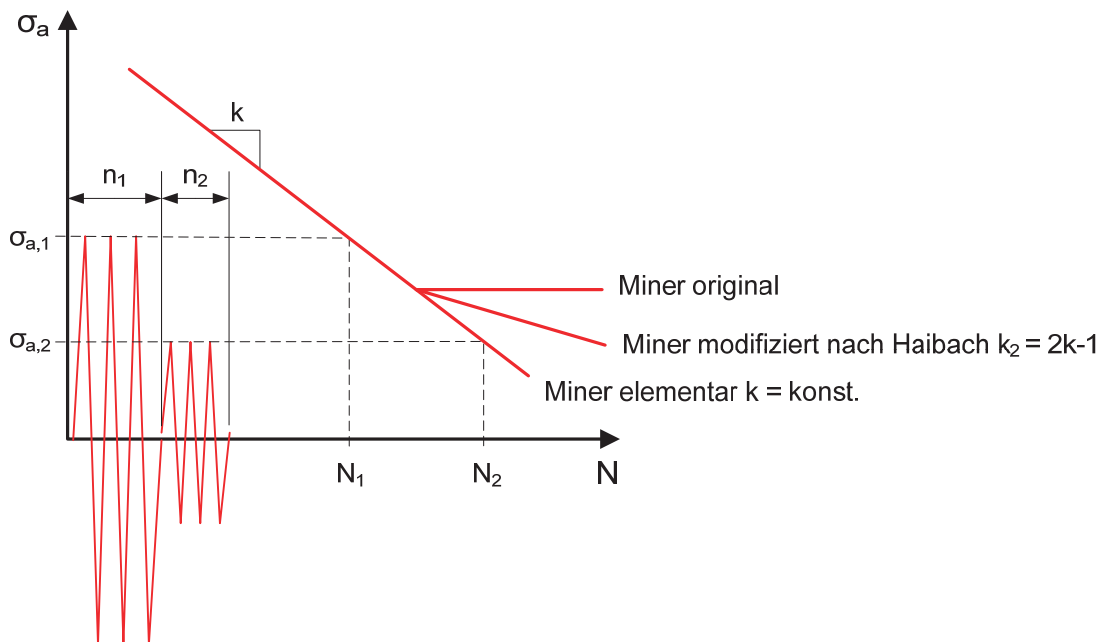


Abb. 3.13: Rechnerische Lebensdauerermittlung [Steinwender 2007]

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \quad \text{Glg. (3.15)}$$

$$D = \sum D_i \quad \text{Glg. (3.16)}$$

$$N_b = \frac{1}{D} \cdot \sum n_i \quad \text{Glg. (3.17)}$$

Nach diesem Verfahren führt eine zyklische Belastung dann zum Bruch, wenn eine Gesamtschädigung von  $D = 1$  erreicht wird. Abweichungen von diesem Bruchkriterium werden häufig durch die Relativ-Miner-Regel [Steinwender 2007] kompensiert. Weist die Gesamtschädigung  $D$  nach einer Kollektivbeanspruchung einen geringeren Wert als das Bruchkriterium auf ( $D < 1$ ), so kann die Bruchlastspielzahl  $N_b$  nach Glg. (3.17) berechnet werden. [Haibach 2006; Eichlseder 2007; Radaj and Vormwald 2007; Steinwender 2007]

### 3.3. Ermüdungscharakterisierung durch die linear-elastische Bruchmechanik

Die LEBM ist eine sehr gängige Methode um Damage Tolerance Design zu betreiben. Sie geht davon aus, dass in jedem Bauteil von vornherein wachstumsfähige Defekte wie Lunker, Einschlüsse und Mikrorisse vorhanden sind. Zur Abschätzung der Lebensdauer ist die Kenntnis der Risswachstumsrate  $da/dN$ , welche vom zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  abhängt, erforderlich.

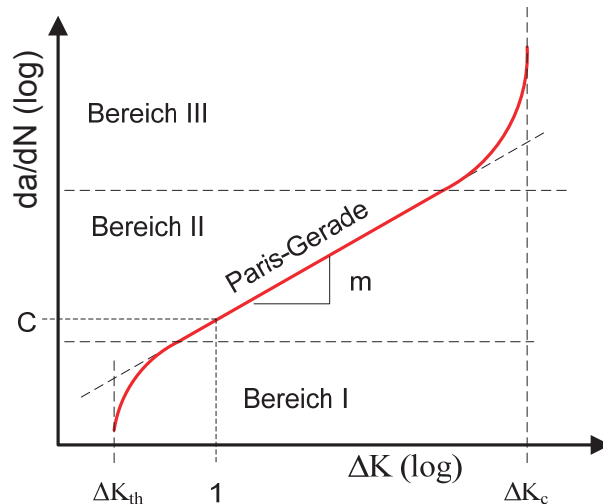
Entwickelt wurde die LEBM für Metalle welche ein linear-elastisches Materialverhalten aufweisen. Auch bei Keramiken ist die LEBM eine gängige Methode zur Lebensdauerabschätzung. In [Lang, Manson et al. 1984] wird anhand von unverstärkten und verstärkten Polymeren gezeigt, dass die LEBM auch für viskoelastische Werkstoffe angewendet werden kann, wenn sich die Bereiche der plastischen Zone und der nichtlinearen Viskoelastizität auf die unmittelbare Umgebung vor der Risspitze beschränken. [Zahnt 2003; Danzer 2009]

#### 3.3.1. Generierung und Beschreibung der Rissfortschrittskurve

Die versuchstechnische Ermittlung der Rissfortschrittskurve erfolgt durch einen einstufigen (konstante Mittelspannung und Amplitude) Schwingversuch, bei dem die Risslänge in Abhängigkeit der Schwingspielzahl aufgezeichnet wird. Durch die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors in Abhängigkeit der Risslänge können Rückschlüsse auf die Rissfortschrittskurve gemacht werden.

Häufig kann die Ermüdungsrissausbreitung über die in Abb. 3.14 schematisch dargestellte Rissfortschrittskurve charakterisiert werden. Der s-förmige Verlauf der Kurve setzt sich aus dem Bereich I, in dem sich der Riss nicht ausbreitet bzw. erst initiiert, dem Bereich II, in dem ein stabiles Risswachstum vorherrscht und dem Bereich III, in dem sich der Riss instabil ausbreitet, zusammen. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit  $da/dN$  nimmt mit abnehmendem Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  so weit ab, bis bei Erreichen eines Schwellwertes  $\Delta K_{th}$  praktisch keine Rissausbreitung mehr zu beobachten ist. Andererseits nimmt die Rissausbreitungsgeschwindigkeit  $da/dN$  mit steigendem Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  so weit zu, bis sich der Riss ab der zyklischen Risszähigkeit des Werkstoffes  $\Delta K_C$ , schlagartig (instabil) ausbreitet.





**Abb. 3.14:** Schematische Darstellung des Risswachstumsverhalten unter zyklischer Belastung in Anlehnung an [Haibach 2006]

Der für die Lebensdauerberechnung wichtigste Bereich II (Paris-Gerade) lässt sich über die von Paris (1963) [Gross and Seelig 2007] veröffentlichte Exponentialbeziehung (Glg. (3.18)) annähern. Die in Glg. (3.18) vorhandenen Konstanten  $C$  und  $m$  sind werkstoffabhängige Konstanten und müssen im Ermüdungsversuch, wie im Abschnitt 5.5.3 erläutert, ermittelt werden.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad \text{Glg. (3.18)}$$

### 3.3.2. Lebensdauerabschätzung

Die Anzahl der Zyklen bis zum Versagen setzen sich nach Glg. (3.19) aus den Schwingspielzahlen der Rissinitiierung  $N_i$  und jener der Rissausbreitung bis zur kritischen Risslänge  $N_a$ , zusammen. Aufgrund der Annahme in der LEBM, dass in jedem Bauteil wachstumsfähige Risse vorhanden sind, wird für die Rissinitiierung  $N_i = 0$  gesetzt. Die Lebensdauerabschätzung ist somit konservativ und liegt im sicheren Bereich ( $N_b \geq N_a$ ).

$$N_b = N_i + N_a \geq N_a \quad \text{Glg. (3.19)}$$

Die Schwingspielzahl  $N_a$  bis zum Erreichen der kritischen Risslänge  $a_{crit}$ , kann nach Glg. (3.20) berechnet werden. Durch Einsetzen von Glg. (3.18) unter Berücksichtigung der Beziehung aus Glg. (3.6) und unter der Annahme, dass der Geometriefaktor  $Y$  unabhängig von der Risslänge  $a$  ist (Rissausbreitung ist sehr klein im Vergleich zur Bauteildimension), erhält man durch eine Integration von der Ausgangsrisslänge  $a_i$  bis zur kritischen Risslänge  $a_{crit}$ , für  $N_a$  eine Beziehung wie sie in Glg. (3.21) dargestellt ist. Dieses Ergebnis wird sehr stark von der Größe des Paris-Exponenten  $m$ , welcher für die meisten metallischen Werkstoffe einen Wert von etwa 4 aufweist [Danzer 2009] beeinflusst. Weist der Paris-Exponent, wie bei kgfv Kunststoffen ( $m \approx 11$  nach [Lang, Manson et al. 1984]) einen größeren Wert auf, so kann unter der Annahme, dass  $a_{crit}$  viel größer ist als  $a_i$ , Glg. (3.21) durch Glg. (3.22) vereinfacht dargestellt werden. [Lang, Manson et al. 1984; Haibach 2006; Panzenböck 2006]

$$N_a = \int_{a_i}^{a_{crit}} \frac{1}{da/dN} da \quad \text{Glg. (3.20)}$$

$$N_a = \frac{2}{2-m} \cdot \frac{1}{C} \cdot \left( \sigma_a \cdot Y(a_i) \cdot \pi^{\frac{1}{2}} \right)^{-m} \cdot \left( a_{crit}^{\frac{2-m}{2}} - a_i^{\frac{2-m}{2}} \right), \text{ für } m \neq 2 \quad \text{Glg. (3.21)}$$

$$N_a \approx \frac{2}{m-2} \cdot \frac{a_i}{[da/dN]_i}, \text{ für } a_{crit} \gg a_i \quad \text{Glg. (3.22)}$$

### 3.4. Korrelation des Wöhleransatzes und des bruchmechanischen Ansatzes

Um den spannungsbasierenden- mit dem bruchmechanischen Ermüdungsversuch vergleichen zu können ist vorauszusetzen, dass das Risswachstum einen hohen Anteil der Gesamtlebensdauer aufweist, da ersterer in der Lebensdauer die Rissinitiierung, welche der bruchmechanische Ansatz nicht berücksichtigt, beinhaltet. Weiters ist darauf zu achten, dass in beiden Fällen dieselben Versagensmechanismen stattfinden. Nach [Zahnt 2003] sind aufgrund differenter Versuche folgende Unterschiede, welche eine nicht unwesentliche Abweichung ergeben können, gegeben. Die Versuchsdurchführung erfolgt im spannungsbasierenden Ermüdungsversuch am ungekerbten Normprüfkörper bzw. Kurzprüfkörper und im bruchmechanischen Ermüdungsversuch am gekerbten „Compact-type“ (CT)-Prüfkörper. Im spannungsbasierenden Versuch erfährt die Probe eine gleichmäßige Belastung über den gesamten Probenquerschnitt. Die CT-Probe hingegen weist eine hohe Spannungskonzentration an der Risspitze und eine niedrige Belastung im restlichen Probenquerschnitt auf (hoher Spannungsgradient). Weiters erfolgt der Bruchprozess im spannungsbasierenden Versuch auf Basis einer quasi-globalen Schadensakkumulation (Einzelrisswachstum oder Vielfachrisswachstum), während im bruchmechanischen Versuch nur ein Hauptriss mit lediglich einer lokalen Risspitzenschädigungszone für das Versagen verantwortlich ist.

In Anlehnung an [Zahnt 2003; Major and Lang 2006] sind in Abb. 3.15 die Rissfortschrittskurve aus dem bruchmechanischen Ermüdungsversuch und die Wöhlerlinie aus dem spannungsbasierenden Ermüdungsversuch gegenübergestellt. Beide zeigen durch eine Verschiebung nach rechts, zu höheren  $\Delta K$ -Werten bzw. höheren Lastspielzahlen  $N$ , ein besseres Werkstoffverhalten. Auch eine geringere Steigung der Risskinetikkurve, welche ein langsames Risswachstum beschreibt, sowie eine steilere Wöhlerlinie haben positive Auswirkungen auf das Schwingfestigkeitsverhalten. Da beide Konzepte das Ermüdungsverhalten von Werkstoffen charakterisieren, müsste eine mathematische Beziehung zwischen den jeweiligen Bereichen der Kurven, durch bestimmte Rechenmodelle nachweisbar sein. Im Weiteren wird das Umrechnungsmodell im Langzeitfestigkeitsbereich als Modell 1 und jenes im Zeitfestigkeitsbereich als Modell 2 bezeichnet. Eine Abschätzung der Langzeitfestigkeit kann durch den Schwellwert  $\Delta K_{th}$  aus der Risskinetikkurve und einer bekannten Fehlergröße  $a$  erfolgen (Modell 1). Sind die Voraussetzungen für die Anwendbarkeit der LEBM gegeben (vgl. Abschnitt 3.1.4) und ist die Rissinitiierungsphase im Verhältnis zur Risswachstumsphase vernachlässigbar, so korreliert nach [Janzen and

Ehrenstein 1991; Mandell 1991; Zahnt 2003; Balika, Guster et al. 2006; Ciavarella and Monno 2006] auch die Paris-Gerade mit der Zeitfestigkeitsgeraden (Modell 2). Der Exponent  $k$ , welcher die Neigung der Wöhlerkurve beschreibt ist demnach proportional zum Wert des Paris-Exponenten  $m$ , welcher die Steigung der Paris-Geraden beschreibt. Nach [Janzen and Ehrenstein 1991] steht bei einem kgfv Polybutylenterephthalat (PBT),  $k$  in einem konstanten Verhältnis von etwa 0,48 zu  $m$ .

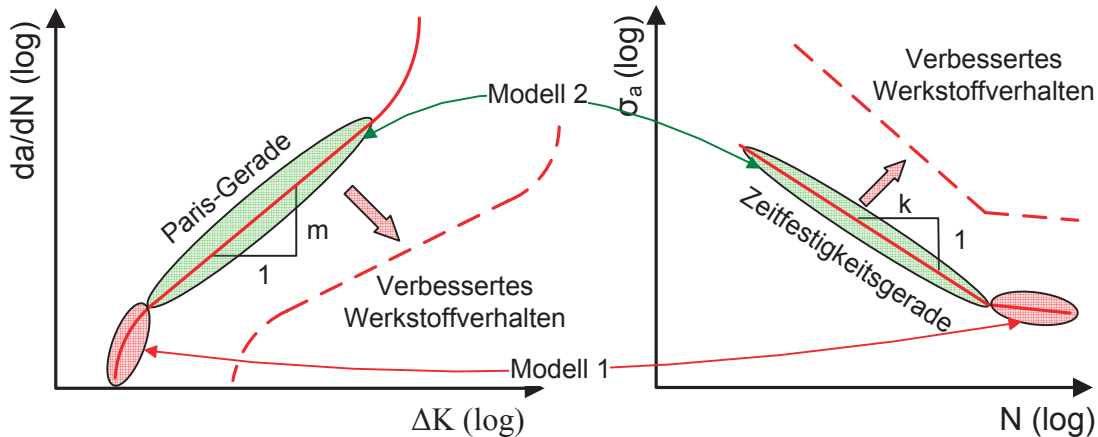


Abb. 3.15: Korrelation des Wöhleransatzes und des bruchmechanischen Ansatzes

Durch gezielte Umrechnungen vom Rissfortschrittsversuch auf die Wöhlerkurve können Ermüdungsdaten mit relativ geringem Zeitaufwand generiert werden. Ziel ist die, wie in Abb. 3.16 schematisch dargestellte, Erstellung einer synthetischen Wöhlerlinie. Die Datenpunkte für die Wöhler-Zeitfestigkeitsgerade werden bei hohen Spannungsamplituden und daraus resultierenden niedrigen Schwingspielzahlen ( $N < 10^6$ ) im klassischen Wöhlerversuch ermittelt. Aufgrund der langen Versuchsdauer bei niedrigen Spannungsamplituden, wird versucht die Langzeitfestigkeit über den Schwellwert  $\Delta K_{th}$  aus dem Risskinetikversuch abzuschätzen. Durch Extrapolation der Wöhlerdaten bis zur Langzeitfestigkeit kann eine vollständige Wöhlerlinie generiert werden. [Balika, Guster et al. 2006; Major and Lang 2006]

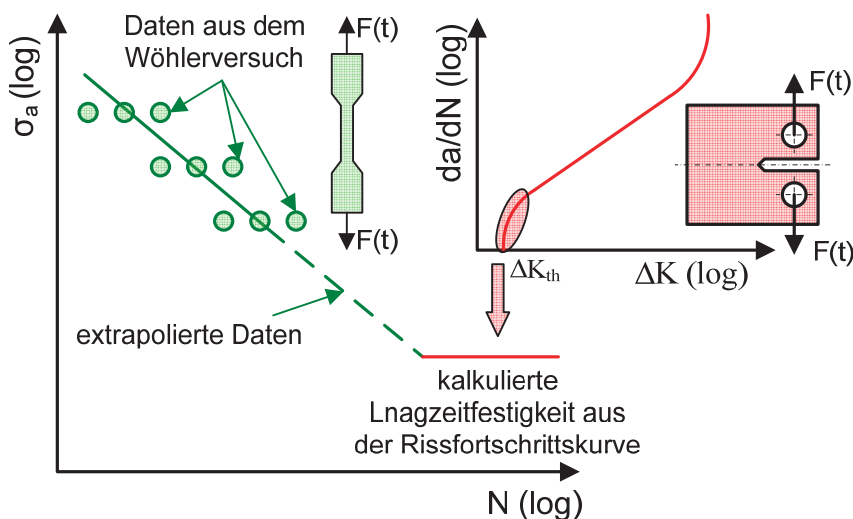
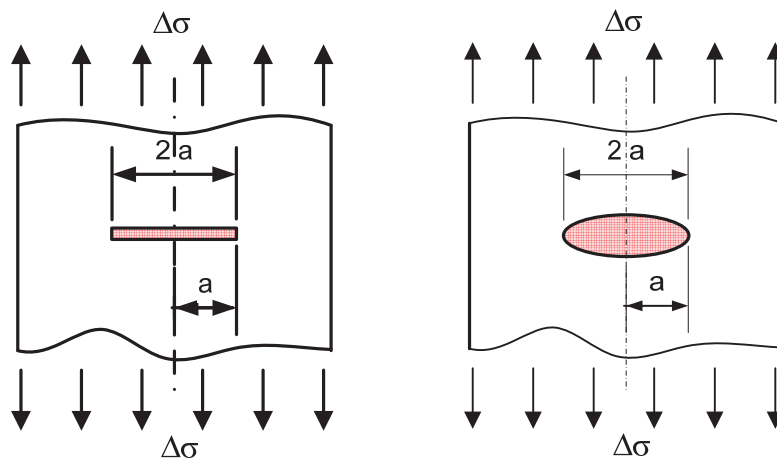


Abb. 3.16: Generierung einer versuchszeitoptimierten Wöhlerlinie

### 3.4.1. Rechnerische Abschätzung der Langzeitfestigkeit

Die in Abb. 3.15 und Abb. 3.16 nach Modell 1 schematisch dargestellte Abschätzung der Langzeitfestigkeit durch den Schwellwert  $\Delta K_{th}$  aus der Risskinetikkurve, kann durch einsetzen des Schwellwertes  $\Delta K_{th}$  und der bekannten Fehlergröße  $a$  in Glg. (3.7) ermittelt werden. Je nach Art des Risses ergeben sich unterschiedliche Umrechnungsgleichungen wie z.B. Glg. (3.23) für einen schlanken Innenriss und Glg. (3.24) für einen kreisförmigen bzw. elliptischen Innenriss (Abb. 3.17). Es ist darauf zu achten, dass die einzusetzende Risslänge  $a$  aus der LEBM, nach Abb. 3.17 der halben Fehlergröße entspricht. Um die im Wöhlerdiagramm aufgetragene Schwingfestigkeitsamplitude zu erhalten, muss die Schwingbreite des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  wie in Glg. (3.23) und Glg. (3.24) dargestellt, halbiert werden. Der Geometriefaktor  $Y$  wird in beiden Fällen auf  $Y = 1$  gesetzt. [Zahnt 2003; Balika, Guster et al. 2006; Gross and Seelig 2007; Leitgeb, Jan et al. 2007]



**Abb. 3.17:** Definition der Fehlergröße (links: Innenriss; rechts: kreisförmiger Innenriss)  
 [Radaj and Vormwald 2007]

$$\sigma_{aD} = \frac{\Delta K_{th}}{2 \cdot Y \sqrt{\pi \cdot a}} \quad \text{Glg. (3.23)}$$

$$\sigma_{aD} = \frac{\Delta K_{th} \cdot \pi}{4 \cdot Y \sqrt{\pi \cdot a}} \quad \text{Glg. (3.24)}$$

Ein praktisches Werkzeug zur Beschreibung der Zusammenhänge zwischen der Langzeitfestigkeit und der Fehlergröße, in Abhängigkeit des Schwellwertes aus der Risskinetikkurve, ist das in Abb. 3.18 schematisch dargestellte Kitagawa-Diagramm. Nach diesem Diagramm haben Fehlergrößen, welche kleiner als eine gewisse kritische Fehlergröße  $a_0$  sind, keinen Einfluss auf die Langzeitfestigkeit. Sind die Fehlergrößen hingegen größer als die kritische Fehlergröße  $a_0$ , so ist die Langzeitfestigkeit bei konstantem Schwellwert  $\Delta K_{th}$  nach Glg. (3.23) bzw. Glg. (3.24) (je nach Art des Risses) von der Ausgangsrisslänge  $a_i$  abhängig. [Leitgeb, Gänser et al. 2008]

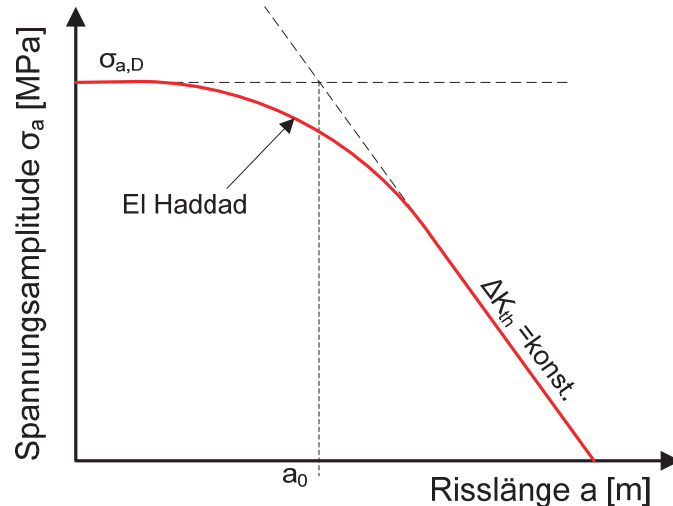


Abb. 3.18: Kitagawa-Diagramm in Anlehnung an [Radaj and Vormwald 2007]

### 3.4.2. Rechnerische Abschätzung der Zeitfestigkeitsgeraden

Zur rechnerischen Abschätzung der Zeitfestigkeitsgeraden aus der Rissskinetikkurve, muss zur Berechnung der ertragbaren Schwingspielzahlen, Glg. (3.20) bei unterschiedlichen Belastungen gelöst werden. Die Integration erfolgt zwischen den Grenzen der Ausgangsrislänge  $a_i$  und der kritischen Rislänge  $a_{crit}$ . Das Werkstoffmodell zur Beschreibung der Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  in Abhängigkeit von der Rissspitzenbeanspruchung  $\Delta K$ , wird aus der Rissskinetikkurve ermittelt. Vorwiegend wird hierfür die Exponentialbeziehung nach Paris (Glg. (3.18)) herangezogen. Weiters können Versuchsergebnisse aus dem bruchmechanischen Ermüdungsversuch, auch durch andere Gleichungen wie z.B. die Kohout-Gleichung [Kohout 1999] gefittet werden. Für eine Abschätzung der Zeitfestigkeitsgeraden ist in diesem Fall eine numerische Integration erforderlich. [Leitgeb, Jan et al. 2007; Leitgeb, Gänser et al. 2008] Die Rissspitzenbeanspruchung  $\Delta K$  in Abhängigkeit von der Rislänge  $a$  ist durch Glg. (3.6) gegeben. In der vorliegenden Arbeit wird zur Abschätzung der Zeitfestigkeitsgeraden Glg. (3.22), welche eine vereinfachte Form von Glg. (3.21) (Lösung von Glg. (3.20) mit Exponentialbeziehung nach Paris Glg. (3.18)) darstellt, verwendet.

## 4. Einflüsse auf die Schwingfestigkeit von kgfv Kunststoffe

Die mechanischen Eigenschaften sowie die Schwingfestigkeit von kgfv Kunststoffen, hängen sehr stark von den verwendeten Ausgangsmaterialien und deren mechanischen Eigenschaften ab (werkstoffabhängige Faktoren). Weiters bestimmen noch bauteil- und umgebungsabhängige Faktoren das mechanische Verhalten. In dieser Arbeit werden im Weiteren nur der Temperatur- der Orientierungs- und der Kerbeinfluss diskutiert. Weiters wird zu dieser Thematik auf [Mösenbacher 2008] und die darin vorwiegend zitierten Literaturstellen [Reifsnider 1991; Ehrenstein 1992; Flemming, Ziegmann et al. 1995; Ludwig 1998; Nguyen-Chung 2001; Stelzer 2002; Thomason 2002; Moosbrugger, Wieland et al. 2005; Bernasconi, Davoli et al. 2007] verwiesen.

### 4.1. Temperatureinfluss

In [Handa, Kato et al. 1999] wird der Einfluss der Umgebungstemperatur auf das Schwingfestigkeitsverhalten, anhand von spritzgegossenen Flachproben aus PA 66-GF33, im einstufigen Wöhlerversuch ( $R = 0$ ) untersucht. Generell kann eine deutliche Abhängigkeit der ertragbaren Spannungsamplitude  $\sigma$  und der Wöhlerlinienneigung  $k$  mit steigender Temperatur beobachtet werden. Im Weiteren bezieht [Handa, Kato et al. 1999] die Temperaturabhängigkeit auf die Glasübergangstemperatur  $T_g = 57 \text{ °C}$ . Unterhalb von  $T_g$  zeigt PA 66-GF33 mit steigender Temperatur eine annähernd lineare Schwingfestigkeitsabnahme und flacher werdende Wöhlerlinien. Oberhalb von  $T_g$  hingegen wird der Verlauf der Wöhlerlinie nur unwesentlich von der Umgebungstemperatur beeinflusst. Auch [Noda, Takahara et al. 2001] zeigt ähnliche Temperaturabhängigkeiten an PA 66-GF33.

Der Einfluss einer erhöhten Temperatur auf die Wöhlerlinien, des in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffes HTV-5H1 (vgl. Abschnitt 5.2), wird in [Guster 2009] anhand von speziell angefertigten „BIAX-Proben“ bei  $23 \text{ °C}$ ,  $80 \text{ °C}$  und  $120 \text{ °C}$  im einstufigen Wöhlerversuch ( $R = 0,1$ ) untersucht. Der Werkstoff zeigt eine lineare Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Temperatur, wobei alle Temperaturniveaus unterhalb von  $T_g \approx 130 \text{ °C}$  liegen. Bei Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung nimmt die Schwingfestigkeit bei  $N = 10^7$  Lastwechsel bezogen auf jene bei  $23 \text{ °C}$ , um 22 % bei  $80 \text{ °C}$ , bzw. um 48 % bei  $120 \text{ °C}$  ab. Noch höhere Einbußen der Schwingfestigkeit (36 % bei  $80 \text{ °C}$ , bzw. 60 % bei  $120 \text{ °C}$ ) zeigt der Werkstoff bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung. Die Neigung der Wöhlerlinie bleibt in Abhängigkeit der Temperatur, bei Belastungsrichtung quer sowie längs zur Faser-Hauptorientierung nahezu unverändert.

Die Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsrissausbreitungsverhaltens unverstärkter und kurzglasfaserverstärkter amorphen und teilkristallinen technischer Thermoplaste wird in [Novotny 1997] weitgehend untersucht. Für diese Untersuchungen verwendet [Novotny 1997] CT-Prüfkörper ( $W = 50$ ) welche aus spritzgegossene Platten herausgefräst werden. Die Belastungsaufbringung erfolgt quer zur Faser-Hauptorientierung mit einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$ . Generell kann bei den faserverstärkten teilkristallinen Thermoplasten, speziell bei niedrigeren  $da/dN$ -Werten, ein besseres Rissausbreitungsverhalten als bei den unverstärkten Werkstoffen beobachtet werde. Anhand

von unverstärktem und glasfaserverstärktem PEEK, PEKEEK, PA 6.6, und PA 6 zeigt [Novotny 1997], dass sich die Rissfortschrittskurve des unverstärkten Werkstoffes mit steigender Temperatur von  $-40^{\circ}\text{C}$  bis zum Erreichen eines Maximums, nach rechts zu einem besseren Ermüdungsrisssausbreitungsverhalten verschiebt. Bei weiterer Temperaturerhöhung zeigt das Ermüdungsrisssausbreitungsverhalten wieder einen Abfall zu niedrigeren  $\Delta K_I$ -Werten. Im Gegensatz zu den unverstärkten Werkstoffen, wird bei den glasfaserverstärkten, über den gesamten untersuchten Temperaturbereich von  $-40^{\circ}\text{C}$  bis  $250^{\circ}\text{C}$ , eine kontinuierliche Verschiebung der Rissfortschrittskurve nach links zu niedrigeren  $\Delta K_I$ -Werten und somit eine Verschlechterung des Ermüdungsrisssausbreitungsverhalten beobachtet.

## 4.2. Orientierungseinfluss

Bei faserverstärkten Kunststoffen hat die ausgebildete Faserorientierung einen sehr großen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten des Werkstoffes. Der Einfluss auf die Schwingfestigkeit wird im einstufigen Wöhlerversuch bei zugschwellender Belastung ( $R = 0,1$ ) anhand eines kgfv Polyamids PA 6-GF30 in [Bernasconi, Davoli et al. 2007] untersucht. Die verwendeten Prüfkörper werden aus spritzgegossenen Platten bei unterschiedlichen Winkeln zur Faser-Hauptorientierung entnommen. Weiters untersucht [Guster 2009] den Orientierungseinfluss anhand von kgfv Polyamiden wie PA 6T/6I-GF40+MX25 und PA 6T/6I-GF50. Die Schwingfestigkeit zeigt eine deutliche Abnahme mit steigendem Winkel zwischen Hauptorientierung der Fasern und der Beanspruchungsrichtung. Der Schwingfestigkeitsabfall ( $N = 10^7$ ) quer zur Faser-Hauptorientierung im Bezug auf die Schwingfestigkeit in Faser-Hauptorientierung beträgt je nach Werkstoff und Prüfkörperform zwischen 20 % (Kurzprüfkörper, Wandstärke 4 mm, PA 6T/6I-GF40+MX25) und 65 % (BIAX-Probe, Wandstärke 2 mm, PA 6T/6I-GF50). Die Neigung der Wöhlerlinie zeigt nur eine geringe Änderung in Abhängigkeit der Faserorientierung. Während in [Bernasconi, Davoli et al. 2007] die Wöhlerlinien auf die Entnahmerichtung bezogen werden, stellt [Guster 2009] einen im einfach logarithmischen Maßstab linearen Zusammenhang zwischen Schwingfestigkeit und mittlerer Faserorientierung  $\bar{\alpha}_{.xx}$  auf.

In [Lang, Manson et al. 1984] wird das Ermüdungsverhalten von PA 66-GF30 in Abhängigkeit von der Faser-Hauptorientierung anhand von bruchmechanischen Ermüdungsversuchen untersucht. Aufgrund einer ständigen Rissablenkung in Richtung zur Faser-Hauptorientierung können nur wenig aussagekräftige Effekte dargestellt werden. Auffällig ist, dass sich die Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  bei Beanspruchung quer zur Faser-Hauptorientierung, erst mit höherem Fasergehalt, von jener, mit Beanspruchung in Faser-Hauptorientierung, abhebt.

### 4.3. Kerben

Der Einfluss von geometrisch bedingten Kerben auf die Wöhlerlinien, des in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffes HTV-5H1 (vgl. Abschnitt 5.2), wird in [Guster 2009] anhand von speziell angefertigten Umlaufbiege (UB)-Proben, wie sie auch in dieser Arbeit verwendet werden (vgl. Abschnitt 5.3.1), anhand einer Umlaufbiegeprüfung ( $R = -1$ ) untersucht. Die Formfaktoren  $K_t$  liegen dabei im Bereich von  $K_t = 1,0$  bis  $K_t = 2,52$ . Der kgfv Werkstoff zeigt mit steigender Kerbschärfe einen Abfall der ertragbaren Nennspannungsamplitude  $S_a$ , welcher geringer ist als die jeweilige Spannungsüberhöhung im Kerbgrund  $K_t$ . Er weist somit eine ausgeprägte Stützwirkung  $n$  auf. In Bezug auf den lokalen Spannungsgradienten  $\chi'$ , welcher nach [Eichlseder 2003] als Maß für die Kerbschärfe geeignet ist, kann beim Werkstoff HTV-5H1 nur ein Streubereich der ertragbaren Kerbspannungsamplitude  $\sigma_a$ , welcher durch einen linearen Zusammenhang gefittet wird, dargestellt werden. Die Neigung  $k$  der Wöhlerlinie, welche bei Metallen mit zunehmender Kerbschärfe steiler verläuft bleibt beim Werkstoff HTV-5H1 nahezu unverändert. Auch in [Moosbrugger, Wieland et al. 2005; Sonsino and Moosbrugger 2008] ist der Kerbeinfluss anhand von Wöhleruntersuchungen an gekerbten Flachproben aus einem kgfv Polyamid PA 66-GF35 dargestellt. Ähnlich wie der Werkstoff HTV-5H1 zeigt PA 66-GF35 eine deutliche Stützwirkung mit steigender Kerbschärfe, bei nahezu unveränderter Neigung der Wöhlerlinie. Untersuchungen bei einer erhöhten Temperatur von 130 °C zeigen, dass die Stützwirkung bei diesem Temperaturniveau deutlich höher ist als bei Raumtemperatur. In [Sonsino and Moosbrugger 2008] wird dieses Verhalten durch eine bei erhöhter Temperatur viel schneller stattfindenden Relaxation der auftretenden Spannungskonzentrationen begründet.



## 5. Experimentelles

In diesem Abschnitt werden die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen beschrieben. Er beinhaltet das Prüfprogramm, eine Charakterisierung des verwendeten Werkstoffes, die verwendeten Prüfkörpergeometrien und deren Herstellung, sowie die Versuchsdurchführung und Versuchsauswertung.

### 5.1. Prüfprogramm

Im Prüfprogramm der vorliegenden Arbeit ist die Aufnahme von Wöhlerdaten (Tab. 5.1) sowie auch die Aufnahme von monotonen  $K_{IC}$ -Werten (Tab. 5.2) und Ermüdungsrissausbreitungskurven enthalten. Die Wöhlerversuche anhand der speziell angefertigten UB-Proben dienen zur Untersuchung und Charakterisierung des Stützwirkungsverhaltens bei geometrisch bedingten Kerben. Die Versuchsergebnisse aus der Umlaufbiegeprüfung sind bereits in [Mösenbacher 2008] bzw. in [Guster 2009] dargestellt und diskutiert. In dieser Arbeit stehen daher die Ergebnisse der Zug/Druckversuche und deren Vergleich mit den UB-Versuchen im Vordergrund.

Zur Charakterisierung des Einflusses einer erhöhten Temperatur von 120 °C auf die Schwingfestigkeit, wird der Wöhlerversuch mit dem Normprüfkörper herangezogen. Dieser wird in dieser Arbeit mit dem in [Guster 2009] bei 23 C durchgeführten Wöhlerversuch vergleichend gegenübergestellt.

Die monotonen  $K_{IC}$ -Versuche dienen zur Abschätzung jenes Spannungsintensitätsfaktors bei dem eine spontane Rissausbreitung zu erwarten ist.

Das Hauptaugenmerk dieser Arbeit liegt in den in Tab. 5.3 dargestellten Ermüdungsrissausbreitungsversuchen. Diese werden bei Raumtemperatur ( $T = 23 \text{ °C}$ ) sowie bei erhöhter Temperatur ( $T = 120 \text{ °C}$ ) mit Belastungsrichtung längs und quer zur Faser-Hauptorientierungsrichtung durchgeführt. Ziel dieser Versuche ist in erster Linie die Abschätzung eines Schwellwertes des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{th}$  unter dem keine Rissinitiierung stattfindet, sowie die Aufzeichnung und Auswertung der Paris-Geraden. Die Übertragbarkeit dieser Daten in ein Wöhlerdiagramm wird in weiterer Folge mittels eines Übertragungsmodells untersucht.

Wöhlerversuche					
Probenform: UB-Probe			Werkstoff: HTV-5H1		
Stegbreite [mm]	Kerbform	Temperatur [°C]	Frequent [Hz]	R-Verhältnis	Prüfprinzip
4	ungekerbt	23	20	-1	Umlaufbiegung
4	mild	23	20	-1	Umlaufbiegung
4	scharf	23	20	-1	Umlaufbiegung
4	ungekerbt	23	10	-1	Zug/Druck
4	mild	23	10	-1	Zug/Druck
4	scharf	23	10	-1	Zug/Druck
Probenform: Normprüfkörper			Werkstoff: HTV-5H1		
Faser-Hauptorientierung		Temperatur [°C]	Frequenz [Hz]	R-Verhältnis	Prüfprinzip
längs		120	10	0,1	Zug-Schwellend

Tab. 5.1: Prüfprogramm für Wöhlerversuche

monotone $K_{IC}$ -Versuche			
Probenform: CT-Prüfkörper		Werkstoff: HTV-5H1	
Faser-Hauptorientierung	Temperatur [°C]	Geschwindigkeit [mm/min]	Prüfprinzip
längs	23	10	monotoner Zug
längs	120	10	monotoner Zug
quer	23	10	monotoner Zug
quer	120	10	monotoner Zug

Tab. 5.2: Prüfprogramm für monotone  $K_{IC}$ -Versuche

Ermüdungsrissausbreitungsversuche				
Probenform: CT-Prüfkörper			Werkstoff: HTV-5H1	
Faser-Hauptorientierung	Temperatur [°C]	Frequenz [Hz]	R-Verhältnis	Prüfprinzip
längs	23	10	0,1	Zug-Schwellend
längs	120	10	0,1	Zug-Schwellend
quer	23	10	0,1	Zug-Schwellend
quer	120	10	0,1	Zug-Schwellend

Tab. 5.3: Prüfprogramm für Ermüdungsrissausbreitungsversuche

## 5.2. Werkstoff

Bei dem in dieser Arbeit untersuchten Werkstoff handelt es sich um ein mit 50 Gew.-% Glasfasern verstärktes Polyamid des Herstellers EMS-Grivory (Domat/Ems, Ch) mit der Bezeichnung Grivory HTV-5H1 (ISO-Bezeichnung PA 6T/6I-GF50). Der Matrixwerkstoff ist ein teilkristallines thermoplastisches, partiell aromatisches Polyamid (Polyphthalamid PPA). In Tab. 5.4 sind die aus dem Datenblatt des Herstellers [EMS-Grivory 2006] entnommenen mechanische Eigenschaften zusammengefasst.

<b>E-Modul</b>	<b>[MPa]</b>	18 000 (trocken) 17 500 (konditioniert)
<b>Zugfestigkeit</b>	<b>MPa]</b>	250 (trocken) 240 (konditioniert)
<b>Bruchdehnung</b>	<b>[%]</b>	2
<b>Schlagzähigkeit</b>	<b>[kJ/m<sup>2</sup>]</b>	80
<b>Kerbschlagzähigkeit</b>	<b>[kJ/m<sup>2</sup>]</b>	11
<b>Dichte</b>	<b>[g/cm<sup>3</sup>]</b>	1,65

**Tab. 5.4: Wichtige mechanische Eigenschaften Grivory HTV-5H1 [EMS-Grivory 2006]**

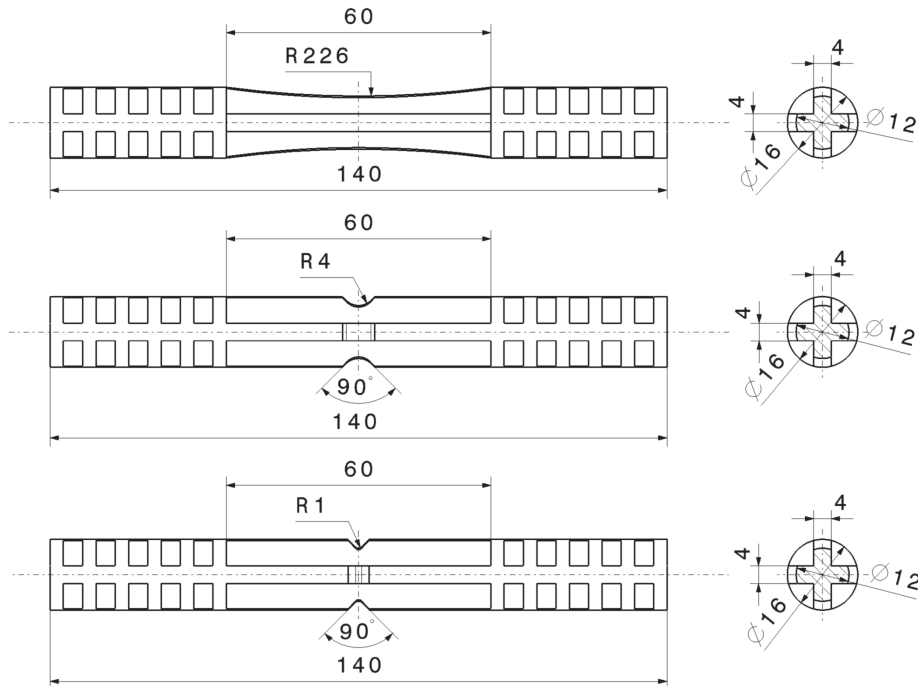
Anwendung findet dieser Werkstoff im Maschinenbau, speziell für steife und maßgenaue Konstruktionen sowie im Automobil- und Elektrotechnikbereich. Weiters zeichnet sich HTV-5H1 durch die hohe Dauergebrauchstemperatur von 150°C und durch die, aus seiner geringen Feuchteaufnahme resultierenden, chemischen Beständigkeit gegenüber typischen Automobilmedien wie Öl, Benzin und Bremsflüssigkeit aus. [EMS-Grivory 2006]

## 5.3. Prüfkörpergeometrien und Prüfkörperherstellung

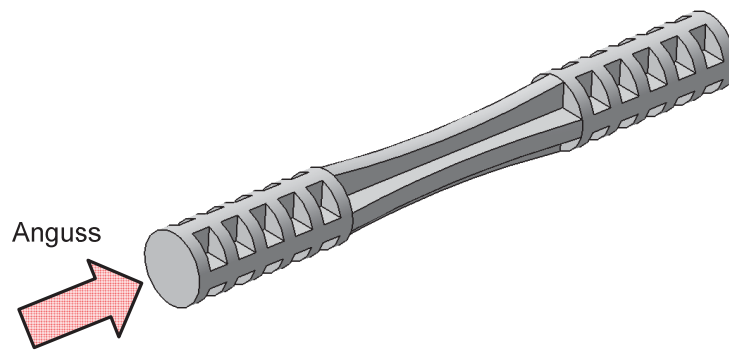
In der vorliegenden Arbeit werden drei unterschiedliche Probengeometrien für die experimentellen Versuche verwendet. Alle verwendeten Proben werden aus dem selben Werkstoff (HTV-5H1, vgl. Abschnitt 5.2) gefertigt.

### 5.3.1. Umlaufbiegeproben

Die in Abb. 5.1 ersichtlichen Umlaufbiegeproben (UB-Proben) aus dem Werkstoff HTV-5H1 (vgl. Abschnitt 5.2) werden speziell für die Herstellung im Spritzgussprozess entwickelt. Sie werden im Rahmen dieser Diplomarbeit für Umlaufbiegeuntersuchungen sowie für wechselnde Zug/Druck-Beanspruchungen ( $R = -1$ ) herangezogen. Durch den modularen Aufbau des Spritzgusswerkzeuges der Firma EMS-Grivory (Domat/Ems, Ch) können unterschiedliche Probengeometrien realisiert werden. Darunter sind die in Abb. 5.1 dargestellten drei verschiedene Kerbformen (ungekerbt, Kerbradius 4 mm und Kerbradius 1 mm) mit einer Stegbreite von 4 mm. Bei der Entwicklung dieser Probengeometrien wird darauf geachtet, dass alle drei Kerbformen denselben Nennquerschnitt im Kerbgrund aufweisen. Der Anspritzpunkt befindet sich wie in Abb. 5.2 ersichtlich stirnseitig der Probe.



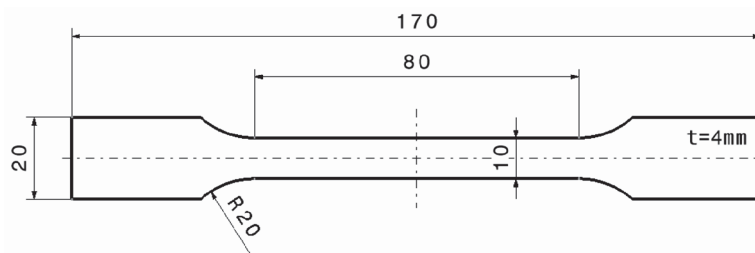
**Abb. 5.1:** Spritzgegossene UB-Proben (ungekerbt, mild gekerbt, scharf gekerbt) aus HTV-5H1 mit einer Stegbreite von 4 mm



**Abb. 5.2:** Angussstelle am Beispiel der ungekerbten UB-Proben mit 4 mm Stegbreite

### 5.3.2. Normprüfkörper

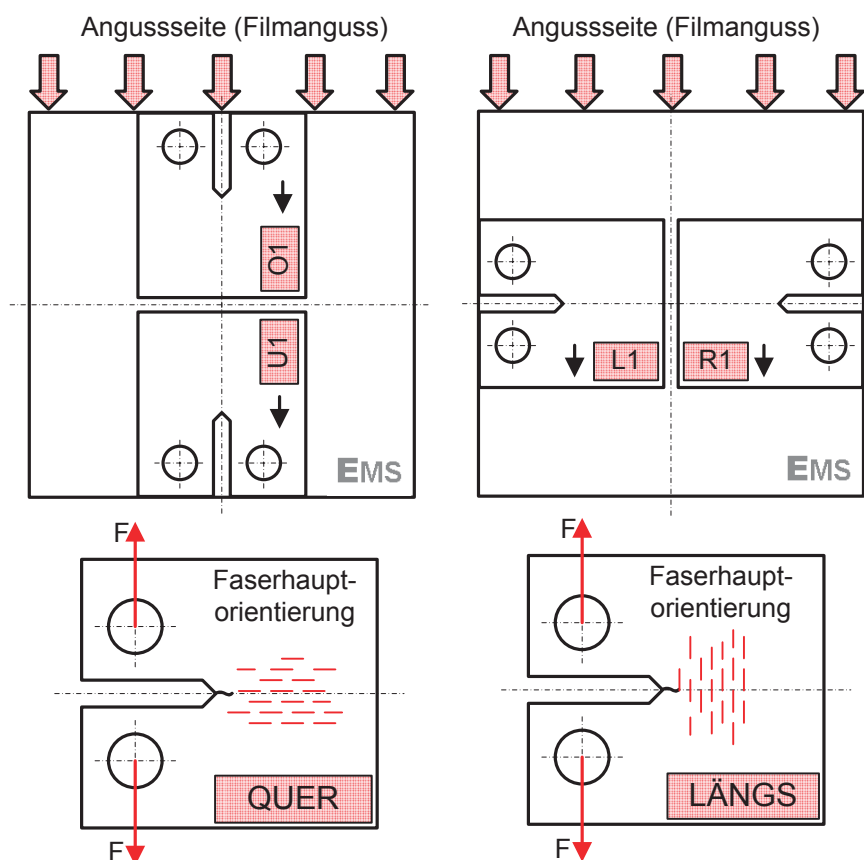
Zur Charakterisierung des Schwingfestigkeitsverhaltens bei einer erhöhten Temperatur von 120 °C wird der in Abb. 5.3 dargestellte Normprüfkörper, aus dem Werkstoff HTV-5H1, verwendet. Die Prüfkörperherstellung erfolgte im Spritzgussprozess durch ein stirnseitiges Anspritzen der Probe. Durch den Fertigungsprozess ergibt sich nach [Guster 2009] eine sehr hohe Faser-Hauptorientierung in Längsrichtung (Beanspruchungsrichtung) der Probe.



**Abb. 5.3:** Abmessungen des verwendeten Normprüfkörpers in Anlehnung an [ISO-527-2, 1993]

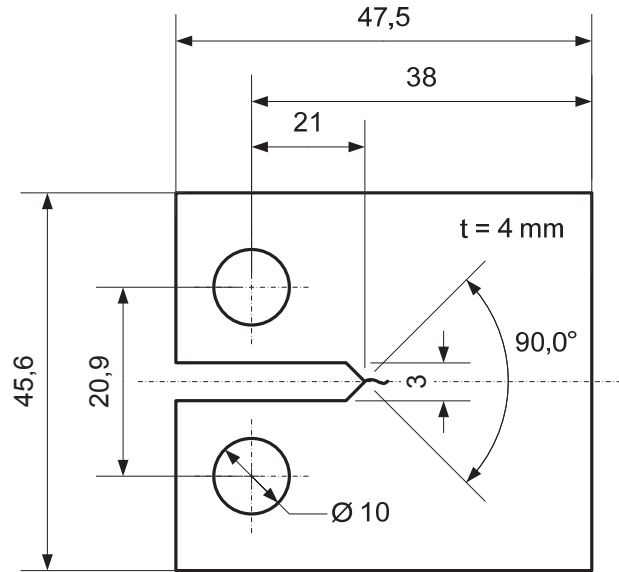
### 5.3.3. Compact-Type (CT-) Prüfkörper

Die in dieser Arbeit zur Charakterisierung des Ermüdungsrisswachstum bzw. zur Ermittlung der Bruchzähigkeit verwendeten CT-Proben, werden wie in Abb. 5.4 ersichtlich aus den im Spritzgussprozess hergestellten Platten (100x99x4 mm) aus dem Werkstoff HTV-5H1, mittels Fräsen hergestellt. Durch den Spritzgussprozess bildet sich in der Platte eine schichtweise Vorzugsrichtung der Faserorientierungen aus (vgl. Abb. 2.2). Die über die gesamte Plattendicke gemittelte Faser-Hauptorientierung ist dabei kongruent mit der Fließrichtung der Kunststoffschmelze. Die Probenentnahme erfolgt so, dass die Belastungsrichtung der Probe quer (vgl. Abb. 5.4 links) bzw. längs (vgl. Abb. 5.4 rechts) zur Faser-Hauptorientierung steht. Dadurch lässt sich das bruchmechanische Verhalten in Abhängigkeit der Entnahmerichtung zeigen.



**Abb. 5.4:** Entnahmeplan der CT-Prüfkörper und Bezeichnungsschema; Probenzuordnung nach Entnahmeplan (O1, U1, L1, R1); Definition der Prüfbedingung in Bezug auf die Belastungsrichtung und der Faser-Hauptorientierung (Quer, Längs)

Die Abmessung des in Anlehnung an [ISO 15850, 2002] verwendeten CT-Prüfkörpers, mit einer effektiven Weite von  $W = 38$  mm, sind in Abb. 5.5 dargestellt. Die von [ISO 15850, 2002] abweichende effektive Weite  $W = 38$  mm anstatt  $W = 40$  mm ergibt sich aufgrund der vorgegebenen Plattengröße (100x99x4 mm).

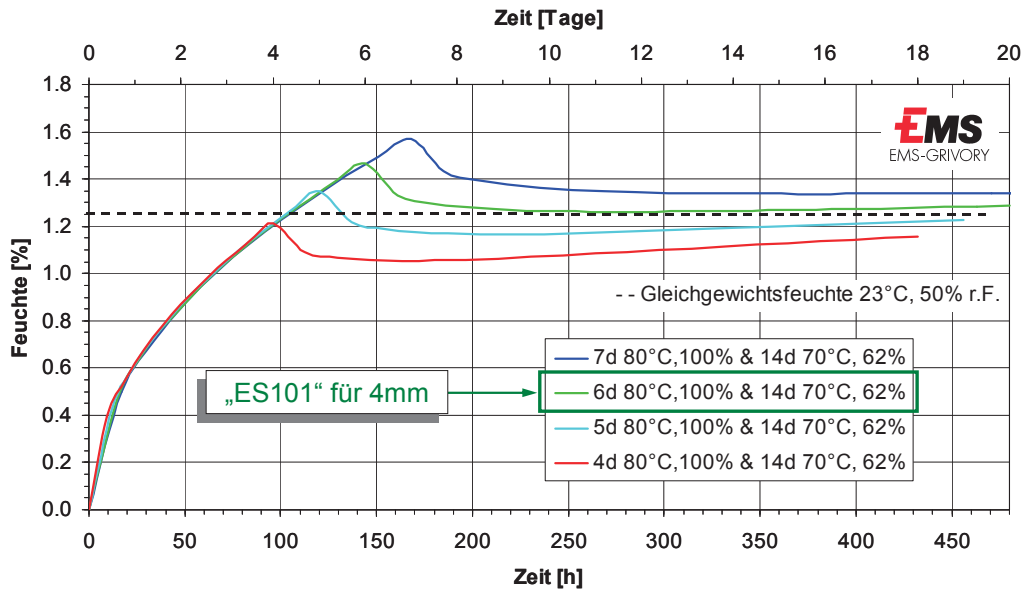


**Abb. 5.5:** Abmessungen des Compact-Type (CT-) Prüfkörpers W38 aus HTV-5H1  
 in Anlehnung an [ISO 15850, 2002]

#### 5.3.4. Verarbeitungsparameter und Prüfkörperkonditionierung

Um das Material HTV-5H1 mittels Spritzgießen verarbeiten zu können, muss es vorgetrocknet werden. Die Vortrocknung kann im Trockenumluftofen bei einer maximalen Temperatur von 80°C für die Dauer von 4 bis 12 Stunden oder im Vakuumofen bei ebenfalls 4 bis 12 Stunden stattfinden. Die Trocknungszeit hängt sehr stark vom Feuchtigkeitsgehalt ab. Die Zylindertemperatur sollte während der Verarbeitung zwischen 330°C und 350°C liegen. Die empfohlene Werkzeugtemperatur beträgt 140°C bis 160°C wobei zur Erzielung einer guten Oberfläche eher die höhere Temperatur anzustreben ist. [EMS-Grivory 2006]

Nach der Verarbeitung werden die Proben beim Hersteller und Projektpartner EMS-Grivory (Domat/Ems, Ch) konditioniert. Die Dauer der Konditionierung ist wesentlich von der Wandstärke der Proben abhängig. Als Vorschlag für die Konditionierung von Probenkörper ist die Schnellkonditionierung nach ISO 1110 zu erwähnen. Die in dieser Arbeit untersuchten Prüfkörper werden nach sogenannten „EMS-Standard“ ES-101 konditioniert. Diese Methode weicht etwas von der Schnellkonditionierung ISO 1110 ab. Nach EMS-Standard werden die Probenkörper zuerst 6 Tage im Wasserbad (100% rel. Feucht) bei 80°C und anschließend weitere 14 Tage bei einer relativen Feuchte von 62% und bei 70°C ausgelagert. Durch die Konditionierung wird wie in Abb. 5.6 ersichtlich, ein definierter Feuchtegehalt von 1,3 % angestrebt. Dieser Feuchtigkeitsgehalt hält bei weiterer Lagerung im Normklima (23 ° und 50 % rel. Feucht) sein Niveau und wird somit als Gleichgewichtsfeuchte bezeichnet. [Krumpschmid 2003; Guster 2009]



**Abb. 5.6:** Konditionierung nach "ES101" vom Werkstoff HTV-5H1 (4 mm Platte), Ausgangszustand trocken [Guster 2009]

Spritzgegossene Bauteile die sich nach der Fertigung im trockenen Zustand befinden, quellen bei einer Feuchtigkeitsaufnahme auf. Dimensionsänderungen sind dabei abhängig von der Faserorientierung. Die Konditionierung ist notwendig, um die im Gleichgewichtszustand gewünschten Abmessungen des Bauteils zu erreichen. Weiters werden durch die Konditionierung konstante Prüfbedingungen eingestellt.

## 5.4. Versuchsdurchführung

Im folgenden Abschnitt wird die Vorgehensweise bei den in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen erläutert. Weiters werden auch die verwendeten Prüfmaschinen und die Rahmenbedingungen beschrieben.

### 5.4.1. Wöhlerversuche an der Umlaufbiegemaschine

Die Umlaufbiegemaschinen sind die kostengünstigsten Alternativen zu den Hydropulsanlagen im Bereich der wechselnden Biegebeanspruchung. Aus diesem Grund werden die Untersuchungen zum Schwingfestigkeitsverhalten von gekerbten Proben vorwiegend an einer Umlaufbiegemaschine des Lehrstuhls für Allgemeinen Maschinenbau (AMB) unter Laborbedingungen (23°C, 50% relative Feuchte), bei rein wechselnder Belastung ( $R = -1$ ) durchgeführt.

Die Versuchsdurchführung erfolgt einstufig an unterschiedlichen Lastniveaus. Es wird darauf geachtet, dass an mindestens drei Lastniveaus drei Versuche durchgeführt werden. Als Abbruchkriterium wird eine erreichte Zyklenzahl von  $N = 5 \cdot 10^7$  gewählt. Der Einfluss der Prüffrequenz auf die Eigenerwärmung der Proben, in Abhängigkeit von der Probenbelastung, wird in Vorversuchen, welche auch in [Guster 2009] dokumentiert sind, untersucht. Um eine effiziente Prüfung, ohne signifikanter Eigenerwärmung der Proben zu ermöglichen, wird die Prüffrequenz in Abhängigkeit des Biegemomentes mit 20 Hz, bzw. bei erwarteten Lastwechselzahlen über  $10^7$  Lastwechseln mit 40 Hz, festgelegt.

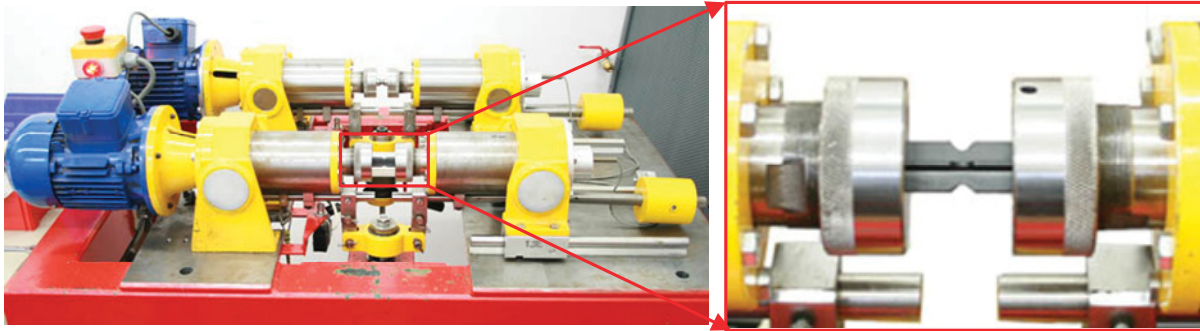


Abb. 5.7: Versuchsdurchführung an der Umlaufbiegemaschine

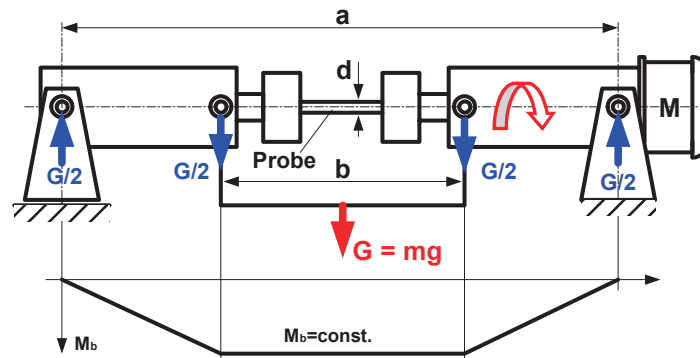


Abb. 5.8: Vierpunkt-Biegeprinzip der Umlaufbiegemaschine [Winter 2004]

$$M_b = \frac{a-b}{2} \cdot \frac{G}{2} = 0,25g(a-b) \cdot m \quad \text{Glg. (5.1)}$$

$$\sigma_{ab} = \frac{M_b}{W_b} = \text{Konst.} \cdot m \quad \text{Glg. (5.2)}$$

Das Funktionsprinzip des Umlaufbiegeversuchs ist in Abb. 5.8 schematisch dargestellt. Die zur Erzeugung des Biegemomentes erforderliche Gewichtskraft  $G$  wird mittels Stahlgewichte aufgebracht. Durch das Vierpunkt-Biegeprinzip wird der Querkraftanteil eliminiert und eine unerwünschte Kombination der Beanspruchungen Querkraftschub und Biegung verhindert. Das auf die Probe wirkende Biegemoment ist nach Glg. (5.1) nur von der Geometrie und der aufgelegten Masse abhängig. Bei konstanten Geometriebedingungen, welche bei jedem Versuch kontrolliert und notiert werden, ist somit die wirkende Biegespannungsamplitude  $\sigma_{ab}$  nach Glg. (5.2) durch die aufgelegte Masse  $m$  definiert. [Winter 2004]

#### 5.4.2. Wöhlerversuche an der servohydraulischen Prüfmaschine

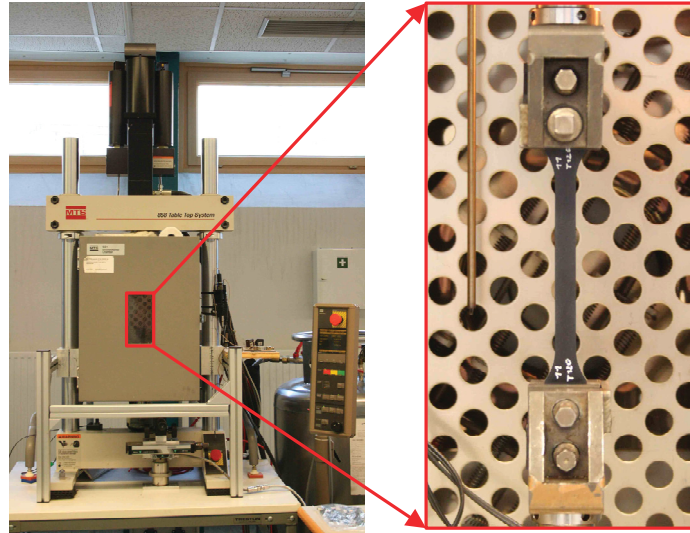
An der servohydraulischen Prüfmaschine werden die Wöhlerversuche mit unterschiedlichen Probentypen durchgeführt. Diese sind der Normprüfkörper (vgl. Abschnitt 5.3.2) und die UB-Proben mit unterschiedlichen Kerbformen (vgl. Abschnitt 5.3.1).

##### 5.4.2.1. Zugschwellender Wöhlerversuch am Normprüfkörper

Die Versuchsanordnung für den Wöhlerversuch am Normprüfkörper ist in Abb. 5.9 dargestellt. Die sinusförmige Belastung erfolgt kraftkontrolliert über eine vertikal angeordnete servohydraulische Prüfmaschine (Typ: MTS Table Top System 858 der Firma MTS Systems



GmbH, Berlin, D) bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$ . Der Messbereich der Kraftmessdose beträgt  $\pm 15$  kN. Zur Temperaturregelung dient eine Temperierkammer (Typ: MTS 651.05c-02 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D). Die einzelnen Versuchspunkte werden bei einer Temperatur von  $120$  °C und einer relativen Feuchte von ca.  $1,4$  % mit einer Prüffrequenz von  $10$  Hz ermittelt.



**Abb. 5.9:** Versuchsanordnung des Wöhlerversuches am Normprüfkörper

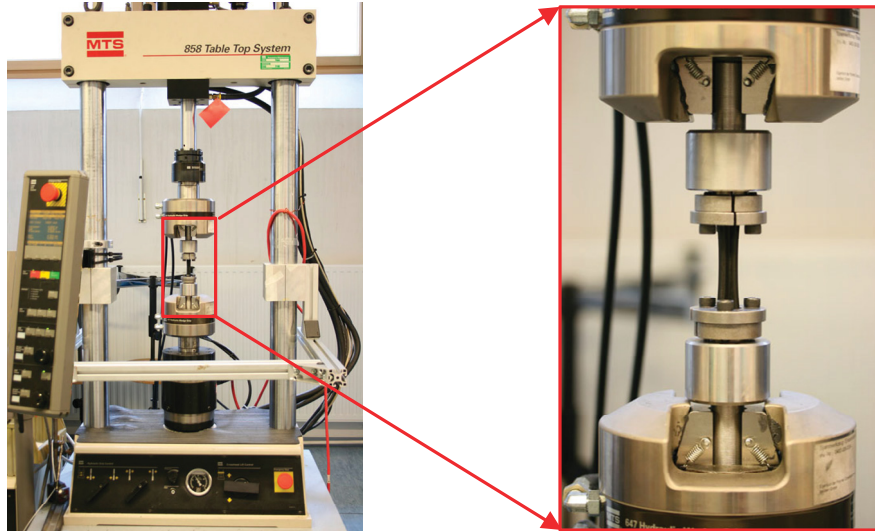
Die Versuchsdurchführung erfolgt einstufig an unterschiedlichen Lastniveaus. Es wird darauf geachtet, dass an mindestens drei Lastniveaus drei Versuche durchgeführt werden. Als Abbruchkriterium wird eine erreichte Zyklenzahl von  $N = 5 \cdot 10^6$  gewählt. Der Einfluss der Prüffrequenz auf die Eigenerwärmung der Proben, in Abhängigkeit von der Probenbelastung, wird in Vorversuchen, welche auch in [Guster 2009] dokumentiert sind, untersucht.

Die Einspannung der Probe erfolgt über die in Abb. 5.9 ersichtlichen mechanischen Spannbacken. Um reproduzierbare Ergebnisse zu erhalten, muss auf eine einheitliche Einspannung der Proben geachtet werden. Anfangs befindet sich die Prüfmaschine in der Wegregelung und im Hochdruck (auftretende Kraftstöße beim Umschalten von Niederdruck auf Hochdruck können zu einer Vorschädigung der Probe führen). Zur vertikalen Ausrichtung der Probe sowie zur Einhaltung einer konstanten Spannhöhe wird ein bereits gebrochener Normprüfkörper als Anschlag innerhalb der Spannbacken herangezogen. Nach dem Festziehen der oberen Schraube an der unteren Spannbacke, kann der Anschlag entfernt und die gesamte untere Spannbacke festgezogen werden. Anschließend kann die Kraft auf Null gesetzt werden. Nach dem Positionieren der oberen Spannbacke wird eine Spannschraube leicht angezogen die Maschine auf Kraftregelung umgeschaltet, der Weg auf Null gesetzt und die weiteren Schrauben im kraftgeregelten Modus fest angezogen bzw. nachgezogen. Nach Erreichen der Solltemperatur von  $120$  °C wird vor dem Versuchsstart die Längenänderung durch die Erwärmung bzw. durch den Spannvorgang, welche ca.  $0,2$  mm beträgt, als Kontrolle notiert und der Kolbenweg nochmals auf Null gesetzt.

Während des Versuches werden im Intervall von  $1500$  Zyklen kontinuierlich zwei Datensätze aufgezeichnet. Im ersten Datensatz, dem sog. kontinuierlichen Kraftfile, werden die zur jeweiligen Zyklenzahl entsprechenden Werte der maximalen- und minimalen Kraft

aufgezeichnet. Im zweiten Datensatz, dem sog. kontinuierlichen Wegfile, werden die zur jeweiligen Zyklenzahl entsprechenden Werte des maximalen- und minimalen Kolbenwegs aufgezeichnet. Diese Datensätze dienen dazu, um Kraft-Weg-Hysteresen auszuwerten bzw. um eventuelle Ausreißer erklären zu können.

#### 5.4.2.2. Zug/Druck-Wöhlerversuch an der UB-Probe



**Abb. 5.10:** Versuchsanordnung des Wöhlerversuches an der UB-Probe bei Zug/Druck-Beanspruchung

Die Versuchsanordnung für den an der UB-Probe unter Zug/Druck-Beanspruchung ( $R = -1$ ) durchgeführten Wöhlerversuch ist in Abb. 5.10 dargestellt. Die sinusförmige Belastung erfolgt kraftkontrolliert über eine vertikal angeordnete servohydraulische Axial-Torsional Prüfmaschine (Typ: MTS Table Top System 858 a/t der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D). Der Messbereich der Kraftmessdose beträgt  $\pm 25$  kN. Die Versuchsdurchführung erfolgt unter Laborbedingungen (23 °C und 50 % relative Feucht) bei einer Prüffrequenz von 10 Hz.

Die Versuchsdurchführung erfolgt einstufig an unterschiedlichen Lastniveaus. Es wird darauf geachtet, dass an mindestens drei Lastniveaus drei Versuche durchgeführt werden. Als Abbruchkriterium wird eine erreichte Zyklenzahl von  $N = 5 \cdot 10^6$  gewählt. Der Einfluss der Prüffrequenz auf die Eigenerwärmung der Proben, in Abhängigkeit von der Probenbelastung, wird in Vorversuchen, welche in [Guster 2009] dokumentiert sind, untersucht.

Die Einspannung der Probe erfolgt über die in Abb. 5.10 ersichtlichen mechanischen Ringspannsätze (Typ: Serie 1100, Durchmesser 16x24 der Firma E.Aschauer GmbH, Traiskirchen, A). Um ein Rutschen der Probe in der Einspannung zu verhindern, wird die Probe mit einem Kleber (Typ: Loctite 128467 der Firma Henkel Central Eastern Europe GmbH, Wien, A) im Ringspannsatz zusätzlich gesichert.

Während des Versuches werden analog zu dem Versuch am Normprüfkörper im Intervall von 1500 Zyklen zwei Datensätze kontinuierlich aufgezeichnet. Diese Datensätze dienen dazu, um Kraft-Weg-Hysteresen auszuwerten bzw. um eventuelle Ausreißer erklären zu können.

### 5.4.3. Bruchmechanische Versuche an der servohydraulischen Prüfmaschine

Die bruchmechanischen Versuche werden an einer CT-Probe (vgl. Abschnitt 5.3.3) durchgeführt. Je nach Art der Risslängenerfassung (optisch oder analog) werden die CT-Proben vor der Versuchsdurchführung unterschiedlich vorbereitet.

#### Probenvorbereitung bei optischer Risslängenmessung

Da es durch die Glasfaserverstärkung nicht möglich ist, einen scharfen Anriss mittels Rasierklinge zu erzeugen, erfolgt die Anrisseinbringung durch Anschwingen an einer servohydraulischen Prüfmaschine (Typ: MTS Table Top System 858 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D) bei Raumtemperatur. Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_I$  zur Risseinbringung wird bei den quer zur Faser-Hauptorientierung belasteten Proben mit  $3,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und bei den längs zur Faser-Hauptorientierung belasteten Proben mit  $4,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  gewählt. Die daraus resultierende Risswachstumsgeschwindigkeit  $da/dN$  beträgt ca.  $10^{-4} \text{ mm/Zyklus}$ . Bei den zyklischen Rissfortschrittversuchen wird teilweise auf die Anrisseinbringung verzichtet und der Versuch aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus gestartet.

Für die zur ersten Abschätzung der  $da/dN$ -Kurve erforderlichen zyklischen Ermüdungsversuche, werden die CT-Proben, zur Erhöhung des Kontrastes bei der Risslängenmessung, auf einer Seite mit einem Schleifpapier (Körnung P2500) geschliffen und anschließend mit einer dünnen Goldschicht besputtert (vgl. [Novotny 1997]). Diese Methode führt aber nicht zur gewünschten Kontrastverbesserung.

#### Probenvorbereitung bei analogen Risslängenmessung über Risslängenmessfolien

Die zur analogen Rissmessung erforderlichen Risslängenmessfolien („Kraak-Gages“, Typ: Rumul Standardausführung mit einem Messbereich von 10 mm der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG, Neuhausen, Schweiz) werden wie in Abb. 5.11 ersichtlich auf die CT-Probe aufgeklebt. Das Aufbringen der Risslängenmessfolie auf die Probe erfolgt händisch wie bei Dehnmessstreifen (DMS). Besonders zu beachten ist das Reinigen und Entfetten des Prüflings, das Aufbringen des Klebers auf den Prüfling sowie die Platzierung und das Anpressen der Rissmessfolie. Weiters ist das Aushärten des Klebers (Klebstoff Z70 der Firma Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Darmstadt, D), sowie die korrekte Auflötung der Drähte bei einer Löttemperatur von  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  erforderlich.

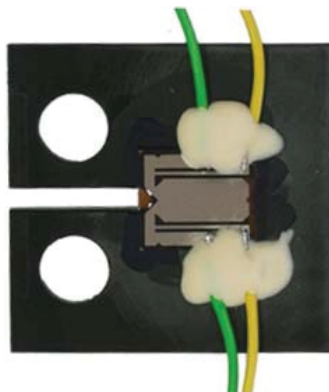


Abb. 5.11: CT-Prüfkörper W38 aus HTV-5H1 mit Risslängenmessfolie bestückt

Vor der Versuchsdurchführung muss die Probe am analogen Auswertegerät (Fractomat Typ: Rumul Fractomat 2000 der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG, Neuhausen, Schweiz) angeschlossen und kalibriert werden. Hierzu ist die angezeigte Risslänge am Fractomaten bei unbeschädigter Rissmessfolie auf Null zu setzen. Anschließend muss die Rissmessfolie mittels einer Rasierklinge bis in den Kerbgrund der CT-Probe eingeschnitten werden. Zur korrekten Umrechnung der Risslänge in der Risslängenmessfolie auf die Ligamentlänge der CT-Probe während des Versuches, wird der Abstand zwischen Folienanfang (V-Kerbe der metallischen Folie) und Probenrücken vor dem Einschneiden notiert.

Der Einsatzbereich der verwendeten Risslängenmessfolien liegt in einem Temperaturbereich von  $-75$  bis  $+150$  °C. Weiters haben Risse welche maximal  $\pm 5^\circ$  von der Mittellinie der Rissmessfolie abweichen praktisch bis 80% der Nominalrisslänge keinen Einfluss auf die Messgenauigkeit. [Rumul 1993]

#### 5.4.3.1. Monotone $K_{IC}$ -Versuche

Die Versuchsanordnung für den monotonen  $K_{IC}$ -Versuch am CT-Prüfkörper ist in Abb. 5.12 dargestellt. Die Kraftaufbringung erfolgt vertikal über eine servohydraulische Prüfmaschine (Typ: MTS Table Top System 858 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D). Der Messbereich der Kraftmessdose beträgt  $\pm 15$  kN. Zur Wegmessung wird bei Raumtemperatur ( $23$  °C und 50 % relative Feuchte) ein Aufsetzextensometer (Typ: 632.13F-20 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D) mit einer Messlänge von 10 mm und einem Messbereich von  $\pm 1,5$  mm, sowie das Aufzeichnen des Kolbenwegs herangezogen. Der Extensometer wird wie in Abb. 5.12 ersichtlich mittels Gummibändern stirnseitig der CT-Proben befestigt. Um ein durchrutschen des Extensometers zu verhindern, werden in die CT-Probe stirnseitig zwei Kerben zur Platzierung der Extensometerfinnen eingesägt. Bei einer erhöhten Prüftemperatur von  $120$  °C (ca. 1,4 % relative Feuchte) wird aufgrund der Verbrennungsgefahr beim aufsetzen des Extensometers, nur der zurückgelegte Kolbenweg zur Wegaufzeichnung verwendet. Da der Weg keinen Einfluss auf die  $K_{IC}$ -Auswertung (vgl. Abschnitt 5.5.2) hat, können somit Zeit und Kosten, durch den Verzicht auf die Kammerabkühlung, eingespart werden. Zur Temperaturregelung dient eine Temperierkammer (Typ: MTS 651.05c-02 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D).

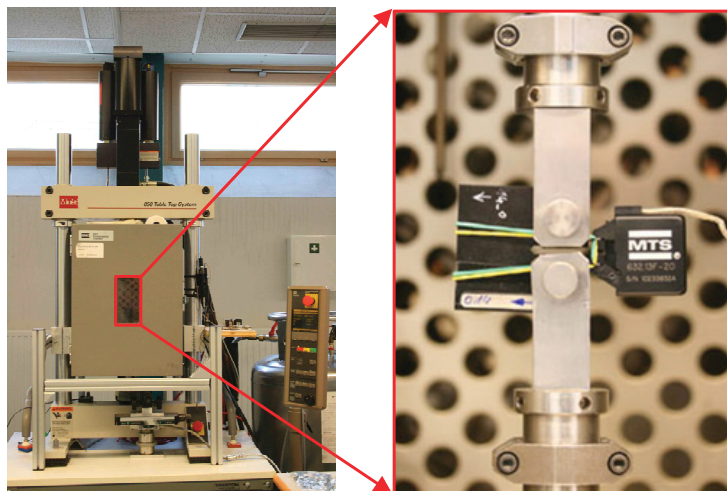


Abb. 5.12: Versuchsanordnung der monotonen  $K_{IC}$ -Versuche

Die Prüfgeschwindigkeit beträgt in Anlehnung an [ASTM D5045-93] 10 mm/min. Zum Erzielen einer durchgängig gleichmäßigen Temperatur im Prüfkörper, wird der Prüfling bei erhöhter Temperatur ( $T = 120\text{ °C}$ ), nach Erreichen der Solltemperatur in der Prüfkammer, vor Versuchsstart noch weitere 5 Minuten temperiert. Nach dem Versuchsstart werden der Kolbenweg, der Extensometerweg sowie die aktuelle Kraft mit einer Aufnahme rate von 100 Punkten pro Sekunde kontinuierlich in einem Datensatz aufgezeichnet.

Die monotonen  $K_{IC}$ -Versuche werden mit Belastungsrichtung längs und quer zur Faser-Hauptorientierung (vgl. Abschnitt 5.3.3) bei Raumtemperatur und bei  $120\text{ °C}$  durchgeführt. Zur Absicherung der Ergebnisse erfolgen jeweils zwei Versuche pro Bedingung.

#### 5.4.3.2. Zyklische Rissfortschrittsversuche

Die Versuchsanordnung für den Ermüdungsrissausbreitungsversuch am CT-Prüfkörper ist in Abb. 5.13 dargestellt. Zur Ermittlung der zyklischen Rissfortschrittskurve wird die angeschwungene bzw. auch teilweise nicht angeschwungene CT-Probe in die Prüfmaschine eingespannt und mit einer konstanten sinusförmigen Kraft, mit einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  belastet. Des Weiteren wird die Risslänge  $a$  über die Ligamentlänge ( $W-a$ ), in Abhängigkeit der Schwingspielzahl  $N$ , bei einer Frequenz von 10 Hz, ermittelt. Durch die Geometrie des Prüfkörpers steigt bei konstanter Kraftamplitude der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  mit zunehmender Risslänge  $a$  an. Somit können einzelne Punkte der Kurve  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  aufgezeichnet werden. Die sinusförmige Belastung erfolgt wie bei dem in Abschnitt 5.4.2 erläuterten Wöhlerversuch, kraftkontrolliert über eine vertikal angeordnete servohydraulische Prüfmaschine (Typ: MTS Table Top System 858 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D). Der Messbereich der Kraftmessdose beträgt  $\pm 15\text{ kN}$ . Zur Temperaturregelung dient eine Temperierkammer (Typ: MTS 651.05c-02 der Firma MTS Systems GmbH, Berlin, D).



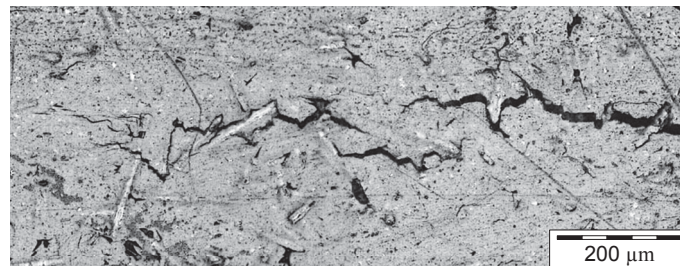
Abb. 5.13: Versuchsanordnung des Ermüdungsrissausbreitungsversuches

Die Rissfortschrittsversuche werden mit Belastungsrichtung längs und quer zur Faser-Hauptorientierung (vgl. Abschnitt 5.3.3) jeweils bei Raumtemperatur (50 % relative Feuchte) und bei  $120\text{ °C}$  (ca. 1,4 % relative Feuchte) durchgeführt. Zur Messung der Risslänge in Abhängigkeit der Zykluszahl werden zwei unterschiedliche Methoden verfolgt. Zum Ersten die optische Erfassung der Risslänge über ein Zentriermikroskop (Typ: MA 121 der Firma

Marcel Aubert SA, Bienne, Schweiz) welches auf einem Schiebetisch (Typ: ATT112-120F der Firma Mitutoyo Corporation, Tokyo, Japan) angebracht ist. Zum Zweiten die analoge Risslängenerfassung über Risslängenmessfolien („KraK-Gages“, Typ: Rumul Standardausführung mit einem Messbereich von 10 mm der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG, Neuhausen, Schweiz). Teilweise wird auch über die in [Zahnt 2003] und [Novotny 1997] beschriebene Methode der Kalibrierkurve, welche den Zusammenhang zwischen aktueller Risslänge und Nachgiebigkeit der Probe ausnützt, auf weitere Risslängen und dazugehörigen Zyklenzahlen zurückgerechnet.

### Optische Risslängenerfassung

Zur optischen Risslängenerfassung wird ein Zentriermikroskop (Typ: MA 121 der Firma Marcel Aubert SA, Bienne, Schweiz) mit 20-facher Vergrößerung, welches auf einem Schiebetisch mit induktiven Wegaufnehmer (Typ: ATT112-120F der Firma Mitutoyo Corporation, Tokyo, Japan) angebracht ist, verwendet. Die Messgenauigkeit des optischen Messvorgangs beträgt 0,05 mm. Zur Ermittlung der Ligamentlänge wird der induktive Wegaufnehmer bei Übereinstimmung des Zentriermikroskops mit dem Probenrücken auf Null gesetzt, und der Messwert bei Übereinstimmung mit der Rissspitze abgelesen. Um den durch die optische Messung entstehenden Messfehler gering zu halten wird darauf geachtet, dass der Rissfortschritt bis zum nächsten Messpunkt mindestens 0,3 mm beträgt.



**Abb. 5.14:** Ausbildung der Rissspitze im HTV-5H1 bei Belastung quer zum Faser-Hauptorientierungsgrad bei einer Temperatur von 120°C

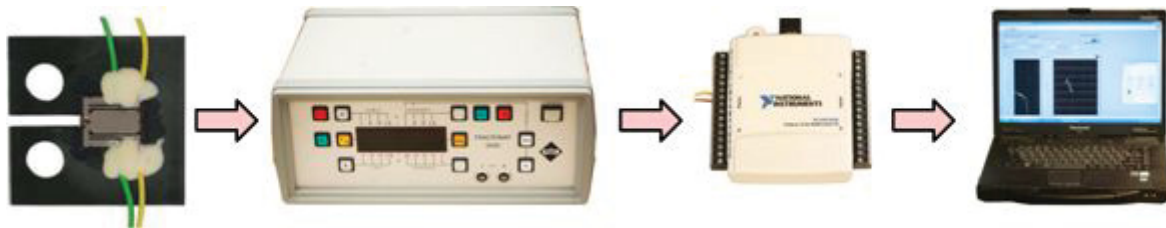
In Abb. 5.14 ist die Ausprägung der Rissspitze bei einer Belastung quer zum Faser-Hauptorientierungsgrad ersichtlich. Die Aufnahme erfolgt mit einem Auflichtmikroskop (Typ: BX51M der Firma Olympus, Wien, A) und einer digitalen Farbmikroskopkamera (Typ: Color View I, der Firma Olympus, Wien, A) unter 10-facher Vergrößerung. Aufgrund von teilweise optischen Effekten durch die in der Prüfmaschine angebrachte Beleuchtung und aufgrund von Rissverzweigungen bzw. Rissablenkungen ist die klare Erkennbarkeit der Rissspitze nicht immer gegeben. Weshalb der Riss an jener Stelle abgelesen wird, wo er mit dem Zentriermikroskop eindeutig zu erkennen ist.

Um wie in [Zahnt 2003] und [Novotny 1997] beschrieben, Zwischenpunkte über die Nachgiebigkeit der Probe (Kalibrierkurve) ermitteln zu können, werden während der Versuchsdurchführung zwei Datensätze aufgezeichnet. Der Erste wird kontinuierlich im Intervall von 750 Zyklen aufgezeichnet. Er enthält die aktuelle Zyklenzahl und die dazugehörigen Werte der maximalen und minimalen Kolbenkraft und jene des maximalen und minimalen Kolbenwegs. Der Zweite Datensatz weist die gleiche Struktur wie der erste auf. Die Eintragungen im zweiten Datensatz erfolgen nicht kontinuierlich, sondern

benutzerdefiniert an den jeweiligen Messmarken bei denen der Riss vermessen wird. Der Zusammenhang zwischen Risslänge und maximalem Kolbenweg kann somit durch den zweiten Datensatz dargestellt werden (Kalibrierkurve). Über diesen Zusammenhang können in weiterer Folge durch den ersten Datensatz Zwischenpunkte generiert werden.

### Analoge Risslängenerfassung über eine Risslängenmessfolie

Der prinzipielle Aufbau der analogen Messkette ist in Abb. 5.15 schematisch dargestellt. Um die ermittelten Rissdaten fallweise kontrollieren zu können, wird die Probe so in die Prüfmaschine eingespannt, dass sich die Rissmessfolie auf der zum Maschinenbenutzer abgewandten Seite befindet. Die Versuchsdurchführung erfolgt anschließend auf gleicher Weise wie bei der optischen Risslängenmessung.



**Abb. 5.15:** Versuchsanordnung zur analogen Risslängenerfassung

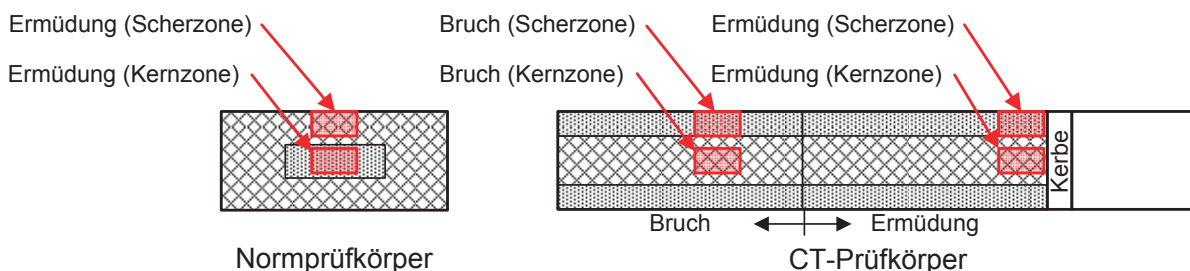
(mit „Kraak-Gage“ bestückte CT-Probe, Fractomat, Datenerfassungsgerät mit USB-Anschluss, Laptop)

Die Rissmessfolien werden durch das analoge Auswertegerät (Typ: Rumul Fractomat 2000 der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG, Neuhausen, Schweiz) mit einem Konstantstrom (von ca. 100 mA) gespeist. Durch die Formgebung der leitenden Metallfolie der Rissmessfolie steigt die anliegende Spannung linear mit der Risslänge in der Folie an. Diese Spannungsänderung wird durch den Fractomat verstärkt und die Risslänge wird am Display angezeigt. Weiters wird die verstärkte Spannungsdifferenz welche bei den verwendeten Rissmessfolien ident mit der Risslänge ist, analog am Ausgang des Fractomaten (Connector I) ausgegeben. Diese wird mittels eines Datenerfassungsgerätes (Typ:NI USB-6009, der Firma National Instruments, Austin, Texas, USA) in einen separaten Messlaptop eingelesen und zur Veranschaulichung und Aufzeichnung der Daten in einem speziell für diese Anwendung programmierten LabView-Programm (Version 8.0, vgl. Anhang A) verarbeitet. Während der Versuche wird die aktuelle Risslänge in einem Intervall von einer Sekunde in einen Datensatz geschrieben. Weiters berechnet das Programm nach jedem Rissfortschritt von 0,2 mm den mittleren Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_{mittel}$  und die Rissgeschwindigkeit  $da/dN$ . Diese Werte werden während des Versuches in einem kontinuierlich mitlaufenden Diagramm visualisiert und anschließend in einem separaten Datensatz abgespeichert.

#### 5.4.4. Bruchflächenanalysen

Die Bruchflächenanalysen wird makroskopisch sowie mikroskopisch am Normprüfkörper bei  $T = 120\text{ °C}$  und an den CT-Prüfkörpern bei  $T = 23\text{ °C}$  und  $T = 120\text{ °C}$  jeweils längs und quer durchgeführt. Sie sollen Aufschluss über die Werkstoffstrukturen und Versagensmechanismen liefern. Die zur globalen Beurteilung herangezogenen makroskopischen Aufnahmen werden mit einem Stereomikroskop (Typ: SZX12 der Firma Olympus, Wien, A) aufgenommen.

Die mikroskopischen Untersuchungen erfolgen mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM, Typ: EVO MA15 der Firma Zeiss, Oberkochen, D) an den in Abb. 5.16 dargestellten Positionen. Die unterschiedlichen Zonen (Scherzone, Kernzone) in Abb. 5.16 stellen den charakteristischen Schichtaufbau von spritzgegossenen Bauteilen dar (vgl. Abb. 2.2). Bei beiden Prüfkörperformen werden Bruchbilder mit unterschiedlichen Vergrößerungen (1000-fach und 4000-fach) in der Scherzone (Randbereich) und in der Kernzone (Mittenbereich) aufgenommen. Die Bruchbilder am Normprüfkörper erfolgen bei einer Spannungsamplitude von  $26\text{ N/mm}^2$  ( $R = 0,1$ ). An den CT-Proben erfolgen die Aufnahmen im Ermüdungsbereich ca. 1-2 mm nach der Kerbe bei einer Risswachstumsgeschwindigkeit  $da/dN$  von ca.  $1 \cdot 10^{-5}$  bis  $3 \cdot 10^{-5}$ . Im Bereich des Restbruches entstammen sie ca. 5-6 mm nach dem Übergang vom Ermüdungs- in den Bruchbereich.



**Abb. 5.16:** Schematische Darstellung der Aufnahmepositionen für die mittels REM durchgeführten mikroskopischen Bruchflächenanalysen am Normprüfkörper (links) und CT-Prüfkörper (rechts)

Vor der mikroskopischen Untersuchung werden die Proben ca. 15 min in einem Ultraschallreiniger (Typ: RK 52 H der Firma Bandelin electronic GmbH & Co. Kg, Berlin, D) mit Ethanol gereinigt. Zur Ableitung des Elektronenstroms müssen die Proben vor den Bruchflächenanalysen im REM mit einer ca. 20 nm dicken Goldschicht besputtert (Sputtergerät Typ: AGAR Manual Sputter Coater B7340, der Firma Agar Scientific Ltd., Stansted, Essex, E) und damit elektrisch leitend gemacht werden. Die verwendete Kathode ist eine LaBe6-Kathode, welche mit einer Beschleunigungsspannung von 5 kV im Arbeitsabstand von 7-12 mm betrieben wird. Alle dargestellten Aufnahmen der CT-Probe sind so angeordnet, dass die Rissausbreitung von rechts nach links erfolgt.



## 5.5. Versuchsauswertung und Datenreduktion

### 5.5.1. Wöhlerversuche

Zur Darstellung der Ergebnisse des Wöhlerversuches werden Wöhlerdiagramme im doppeltlogarithmischen Maßstab, wie im Abschnitt 3.2 beschrieben, herangezogen. In diesen können die ausgewerteten Versuchsreihen als Gerade dargestellt werden. Auch die Beschreibung der Versuchsreihe ist durch die Steigung  $k$ , Ecklastspielzahl  $N_{eck}$  und Schwingfestigkeit bei der Ecklastspielzahl  $\sigma_{a,eck}$  nach Glg. (3.11) relativ einfach möglich.

Die Auswertung des Zeitfestigkeitsbereichs erfolgt nach einer Gauß-Normalverteilung der die logarithmisch aufgetragenen ertragenen Schwingspielzahlen zugrunde liegen. Es wird darauf geachtet, dass an mindestens drei unterschiedlichen Spannungsniveaus drei Versuchspunkte vorhanden sind. Die Überlebenswahrscheinlichkeit der ausgewerteten Zeitfestigkeitsgeraden beträgt 50 %. Als Abbruchkriterium wird bei den servohydraulischen Maschinen eine erreichte Zyklenzahl von  $N = 5 \cdot 10^6$  und bei den Umlaufbiegemaschinen eine erreichte Zyklenzahl von  $N = 5 \cdot 10^7$  festgelegt. Da der in dieser Arbeit untersuchte kgfv Kunststoff (HTV-5H1) keine ausgeprägte Dauerfestigkeit im untersuchten Schwingspielbereich aufweist, wird keine Dauerfestigkeitsauswertung durchgeführt. Anstatt Ecklastspielzahl und Dauerfestigkeit wird als Bezugspunkt zur mathematischen Beschreibung der Wöhlerlinie nach Glg. (3.11), die ertragbare Spannungsamplitude bei  $10^7$  Lastwechseln festgelegt. Die an den servohydraulischen Maschinen ermittelten Wöhlerdaten werden aufgrund des Abbruchkriteriums bei  $N = 5 \cdot 10^6$  bis zu einer Zyklenzahl von  $N = 10^7$  extrapoliert. Für Näheres bezüglich der Zeitfestigkeitsauswertung wird auf die Literatur [Winter 2004; Haibach 2006; Radaj and Vormwald 2007] verwiesen.

Die Ermittlung der in Kerben auftretenden Stützwirkung  $n$  erfolgt wie im Abschnitt 3.2.2 beschrieben nach Glg. (3.14). Als Bezugfestigkeit  $\sigma_{aD}$  zur Bestimmung der Kerbwirkungszahl  $K_f$  wird die Schwingfestigkeit bei  $N = 10^7$  der ungekerbten UB-Probe unter Zug/Druck-Bbeanspruchung herangezogen. Diese ändert sich je nachdem ob bei der Versuchsauswertung alle Probenbrüche oder nur jene in der Probenmitte herangezogen werden.

### 5.5.2. $K_{IC}$ -Versuche

Die Ermittlung der Bruchzähigkeitswerte  $K_{IC}$  erfolgt nach Glg. (5.3) und Glg. (5.4) über das jeweilig auftretende Kolbenkraftmaximum  $F_{max}$  im aufgezeichneten Kraft-Weg-Diagramm des monotonen Zugversuches. Die Bruchzähigkeitswerte  $K_{IC}$ , der bei unterschiedlichen Prüfbedingungen durchgeführten Versuchswiederholungen, wird auf jeweils einen Wert pro Bedingung gemittelt.

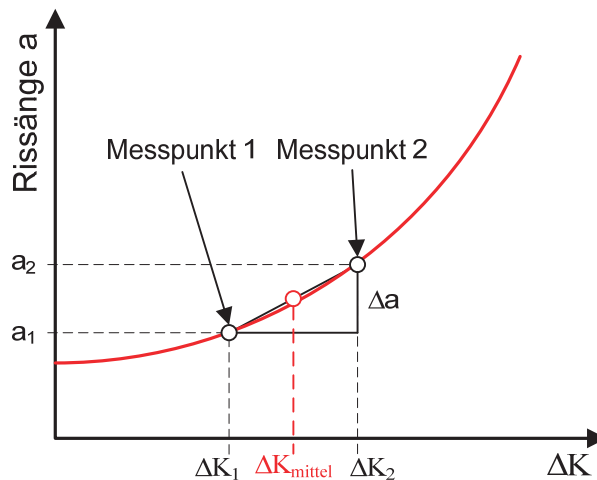
$$K_{IC} = F_{max} * \frac{f\left(\frac{a}{W}\right)}{B \cdot \sqrt{1000 \cdot W}} \quad \text{Glg. (5.3)}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{2 + \frac{a}{W}}{\sqrt{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^3}} \quad \text{Glg. (5.4)}$$

$$\cdot \left( 0,886 + 4,64 \cdot \frac{a}{W} - 13,32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right)$$

### 5.5.3. Rissfortschrittsversuche

Die zur Versuchsauswertung erforderliche Rissgeschwindigkeit wird nach Glg. (5.5) als Sekantengeschwindigkeit, aus Risslängenänderung  $\Delta a$  und dazugehöriger Zyklenzahländerung  $\Delta N$ , berechnet. Analog zu der im oberen Abschnitt 5.5.2 beschriebenen  $K_{IC}$ -Ermittlung, erfolgt die Ermittlung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  nach Glg. (5.6). Anstelle der Maximalkraft  $F_{max}$  ist bei der Berechnung von  $\Delta K$  die Kraftschwingbreite  $\Delta F$  maßgebend. Da die Rissgeschwindigkeit eine gemittelte Größe über den zwischen zwei Messpunkten liegenden  $\Delta K$ -Bereich ist (vgl. Abb. 5.17), muss der zur Rissgeschwindigkeit dazugehörige  $\Delta K$ -Wert, aus den bereichsabgrenzenden  $\Delta K$ -Werten ( $\Delta K_1$  und  $\Delta K_2$ ) nach Glg. (5.7) gemittelt werden ( $\Delta K_{mittel}$ ).



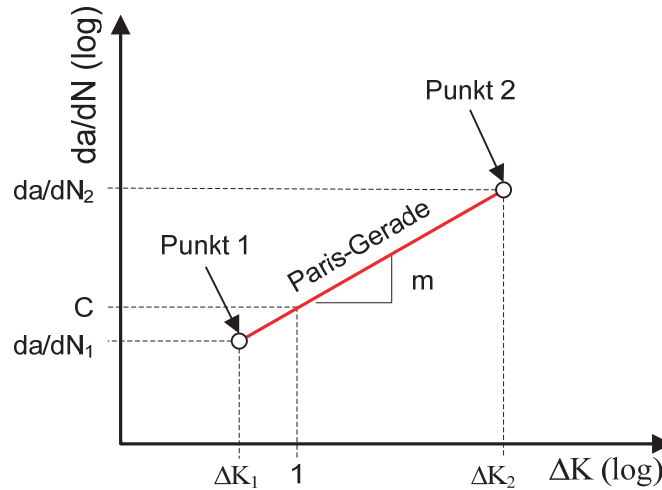
**Abb. 5.17:** Ermittlung der Rissgeschwindigkeit und des dazugehörigen zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{mittel}$

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta a}{\Delta N} \quad \text{Glg. (5.5)}$$

$$\Delta K = \Delta F \cdot \frac{f\left(\frac{a}{W}\right)}{B \cdot \sqrt{1000 \cdot W}} \quad \text{Glg. (5.6)}$$

$$\Delta K_{mittel} = \frac{\Delta K_1 + \Delta K_2}{2} \quad \text{Glg. (5.7)}$$

Zur Ermittlung der Rissfortschrittskurve, werden die einzelnen Versuchspunkte der  $da/dN$ -Messung, wie im Abschnitt 5.4.3.2 beschrieben, in ein doppeltlogarithmisches Diagramm ( $da/dN$  vs.  $\Delta K$ ), aufgetragen (vgl. Abschnitt 3.3.1). Die Ermittlung der Paris-Geraden erfolgt über einen linearen Fit aller technisch annehmbaren Messpunkte (Ausreißer vernachlässigt) im doppeltlogarithmischen Maßstab.



**Abb. 5.18:** Ermittlung der Pariskonstanten aus der Rissfortschrittskurve

$$m = \frac{\log(da/dN)_2 - \log(da/dN)_1}{\log(\Delta K_2) - \log(\Delta K_1)} \quad \text{Glg. (5.8)}$$

$$C = \frac{(da/dN)_1}{\Delta K_1^m} \quad \text{Glg. (5.9)}$$

Wie in Abb. 5.18 schematisch dargestellt, erfolgt die Berechnung der Pariskonstanten über zwei Punkte der Paris-Geraden (linearer Fit,) auf Basis des Parisgesetzes (Glg. (3.18)) nach Glg. (5.8) und Glg. (5.9).

## 6. FE-Simulation der UB-Probe mit 4mm Stegbreite

Die numerische Simulation dient zur rechnerischen Ermittlung der Spannungsverteilung an den UB-Proben zufolge einer Zug- und Biegebeanspruchung. Hierzu wird das Softwarepaket Abaqus CAE (Version 6.7-1) verwendet. Ziel der Simulation ist es, Spannungsverläufe im charakteristischen Querschnitt der einzelnen Probenformen zu berechnen, um daraus die Kerbbeanspruchung bzw. spannungstechnische Kennzahlen wie den bezogenen Spannungsgradienten  $\chi'$  und die Formzahl  $K_t$  ermitteln zu können. Allen in dieser Arbeit durchgeführten Spannungssimulationen liegt ein linear-elastisches, isotropes Werkstoffmodell ( $E = 17500 \text{ MPa}$ ,  $\nu = 0,3$ ) zugrunde.

### 6.1. Simulationsaufbau

Zur Modellierung der Einspannvorrichtung dienen wie in Abb. 6.1 ersichtlich zwei unverformbare Rigidhülsen, welche mittels Tie-Kontakt an den UB-Proben beidseitig befestigt sind. Die Krafteinleitung bzw. die Aufbringung der Randbedingungen erfolgt über jeweils einen Referenzpunkt welcher mit der jeweiligen Rigidhülse gekoppelt ist.

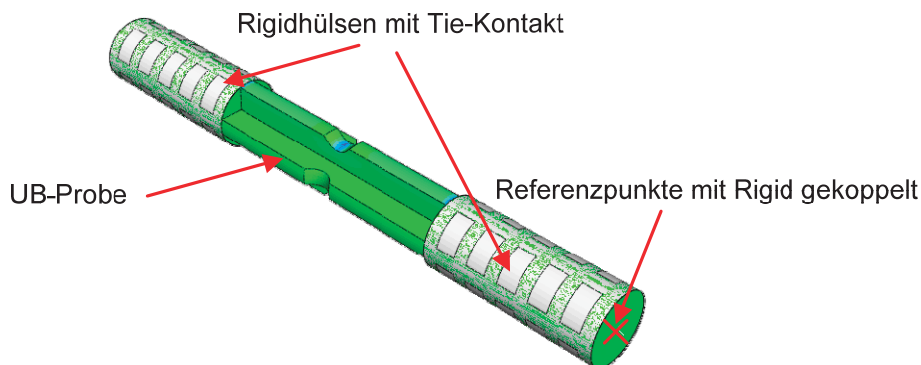


Abb. 6.1: Modellierung der Einspannvorrichtung an der Umlaufbiegemaschine

#### 6.1.1. Biegebeanspruchung

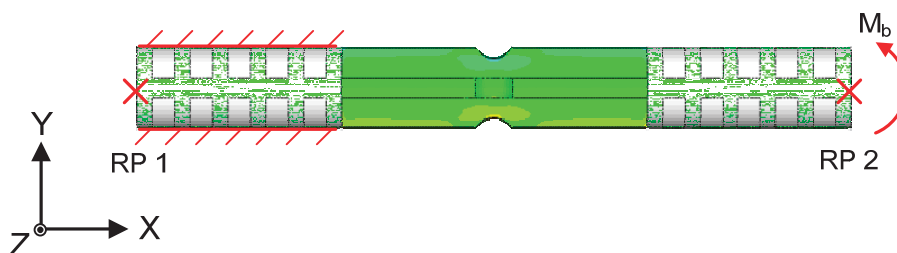


Abb. 6.2: Simulationsaufbau bei Biegebelastung

Der zur Simulation der Biegebeanspruchung erforderliche Simulationsaufbau ist in Abb. 6.2 dargestellt. Die Einspannung erfolgt am Referenzpunkt 1 (RP 1) durch sperren von all dessen Freiheitsgraden ( $U1=U2=U3=0$ ,  $UR1=UR2=UR3=0$ ). Der Referenzpunkt 2 (RP 2) weist drei bewegliche Freiheitsgrade auf. Dies sind die Verschiebungen in X- und Y-Richtung, sowie die Verdrehung um die Z-Achse. Alle weiteren Freiheitsgrade sind gesperrt ( $U3=0$ ,  $UR1=UR2=0$ ). Die Einleitung des Biegemomentes erfolgt über den Referenzpunkt 2. Der Betrag des Biegemomentes  $M_b$  entspricht dem axialen Widerstandsmoment  $W_b$  der zu

untersuchenden Querschnittsfläche  $A_0$ . Dadurch kann die Spannungsüberhöhung direkt aus der Legende im Ergebnisfile abgelesen werden.

### 6.1.2. Zugbeanspruchung

Der zur Simulation der Zugbeanspruchung erforderliche Simulationsaufbau ist in Abb. 6.3 dargestellt. Die Einspannung erfolgt am Referenzpunkt 1 (RP 1) durch sperren von all dessen Freiheitsgraden ( $U_1=U_2=U_3=0$ ,  $UR_1=UR_2=UR_3=0$ ). Der Referenzpunkt 2 (RP 2) weist einen beweglichen Freiheitsgrad, die Verschiebung in X- Richtung, auf. Alle weiteren Freiheitsgrade sind gesperrt ( $U_2=U_3=0$ ,  $UR_1=UR_2=UR_3=0$ ). Die Einleitung der Zugkraft erfolgt über den Referenzpunkt 2. Der Betrag der Zugkraft  $F$  entspricht der zu untersuchenden Querschnittsfläche  $A_0$ . Dadurch kann die Spannungsüberhöhung direkt aus der Legende im Ergebnisfile abgelesen werden.

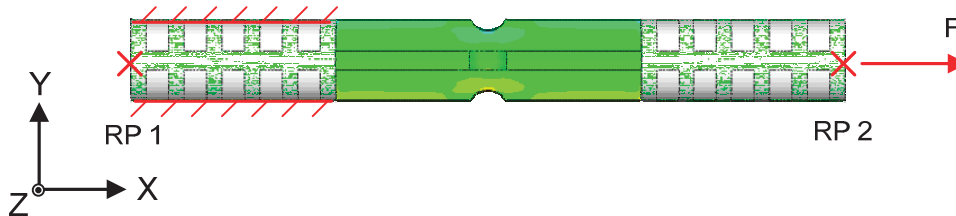


Abb. 6.3: Simulationsaufbau bei Zugbelastung

### 6.1.3. Vernetzung

Um mit Hexaeder vernetzen zu können und um eine entsprechend gute Netzqualität zu erreichen, wird die UB-Probe in mehrere Partitionen unterteilt. Die Vernetzung erfolgt, wie in Abb. 6.4 dargestellt, mit der Vernetzungstechnik „Sweep“. Bei dieser Vernetzungstechnik muss die Anzahl der Elemente, auf den Kanten einer bestimmten Fläche, definiert werden. Anschließend ist die Anzahl der Elemente in die Sweepdirection anzugeben. Dieselbe Elementstruktur, wie an der zuvor definierten Fläche, wird auch in die Tiefe gezogen. Es ist darauf zu achten, dass die Sweepdirection in allen Stegen gleichsinnig und quer zum Steg definiert wird.

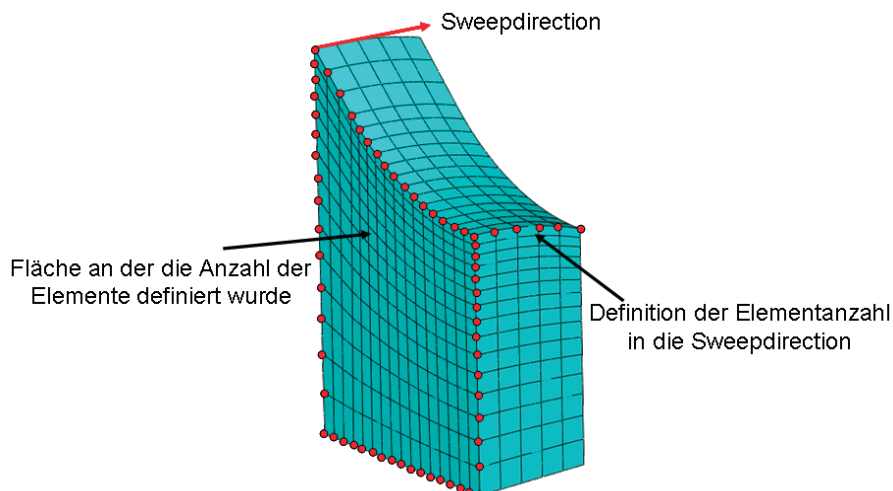
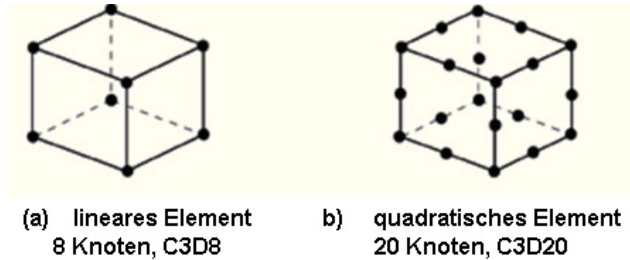


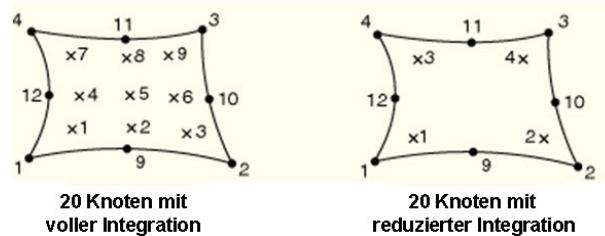
Abb. 6.4: Prinzip der Vernetzungstechnik sweep

Die Berechnung wird mit hexagonalen Kontinuumselementen mit quadratischen Ansatzfunktionen und reduzierter Integration durchgeführt (Elementtyp: C3D20R). Durch die quadratischen Ansatzfunktionen können auch, durch Einführung eines weiteren Knotens an jeder Elementkante (vgl. Abb. 6.5), Parabelfunktionen wie sie in der linear-elastischen Biegelehre auftreten exakt dargestellt werden. Dies liefert sehr genaue Ergebnisse bei allerdings im Vergleich zu linearen Ansatzfunktionen höherem Rechenaufwand.



**Abb. 6.5:** Vergleich der Knotenanzahl von einem  
a) linearen und b) quadratischen Kontinuumselement [Abaqus\_Manual 2008]

Um den Rechenaufwand in Grenzen zu halten, wird mit reduzierter Integration gerechnet. Dabei wird, wie in Abb. 6.6 dargestellt, die Integration nicht in allen neun Integrationspunkten des finiten Elements durchgeführt, sondern nur in vier. Dies führt zu einem etwas elastischeren Verhalten der FE-Struktur, was aber keine großen Auswirkungen auf das Ergebnis hat, da sich die FE-Struktur erfahrungsgemäß steifer verhält als das reale Bauteil. [Antretter 2007]



**Abb. 6.6:** Vergleich der Integrationspunkte bei voller (links) und reduzierter Integration (rechts)  
[Abaqus\_Manual 2008]

## 6.2. Datenreduktion

Die in der FE-Rechnung ermittelten Spannungsverteilungen werden zur Ermittlung der Spannungsüberhöhung und des bezogenen Spannungsgradienten wie folgt aufbereitet und ausgewertet.

### 6.2.1. Ermittlung und Beschreibung der Spannungsüberhöhung

Zur Beschreibung der Spannungsüberhöhung im Kerbgrund wird in der Betriebsfestigkeit die Formzahl  $K_t$ , welche nach Glg. (3.4) als Verhältnis von maximaler im Kerbgrund auftretender Spannung zur Nennspannung definiert ist, herangezogen.

Die Nennspannung  $S$  wird dabei analytisch nach den Gesetzmäßigkeiten der Mechanik als Verhältnis von Biegemoment  $M_b$  bzw. Zugkraft  $F$  zum axialen Widerstandsmoment  $W_b$  bzw. zur Querschnittsfläche  $A_0$  berechnet (Glg. (6.1) bzw. Glg. (6.2)). Die Formzahl  $K_t$  ist nach

dieser Definition, bei einer isotropen, linear-elastischen, simulationstechnischen Berechnung der maximalen Kerbspannungen, nur von der Geometrie abhängig und somit Belastungs- und Werkstoffunabhängig. Die untersuchten Querschnittsflächen der UB-Proben weisen ein axiales Widerstandsmoment von  $W_b = 97,5 \text{ mm}^3$  und eine Querschnittsfläche von  $A_0 = 78,19 \text{ mm}^2$  auf.

$$S_{B,Nenn} = \frac{M_b}{W_b} \quad \text{Glg. (6.1)}$$

$$S_{ZD,Nenn} = \frac{F}{A_0} \quad \text{Glg. (6.2)}$$

### 6.2.2. Ermittlung des bezogenen Spannungsgradienten

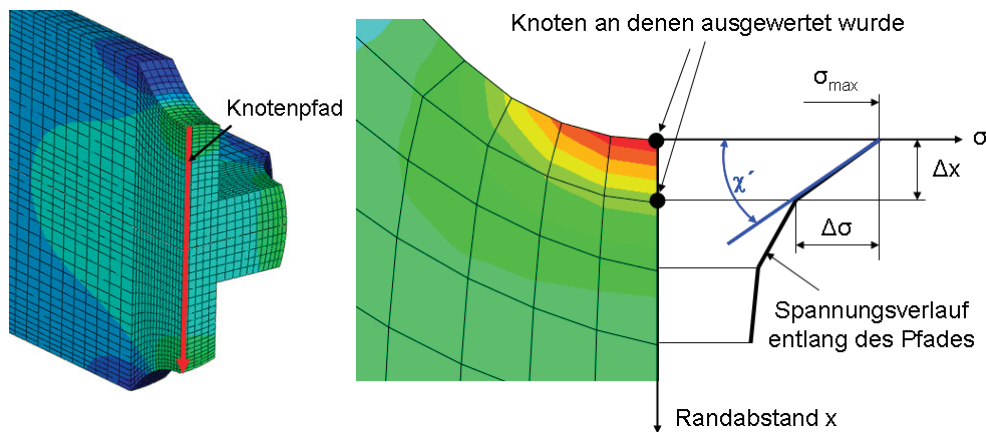


Abb. 6.7: Ermittlung des bezogenen Spannungsgradienten

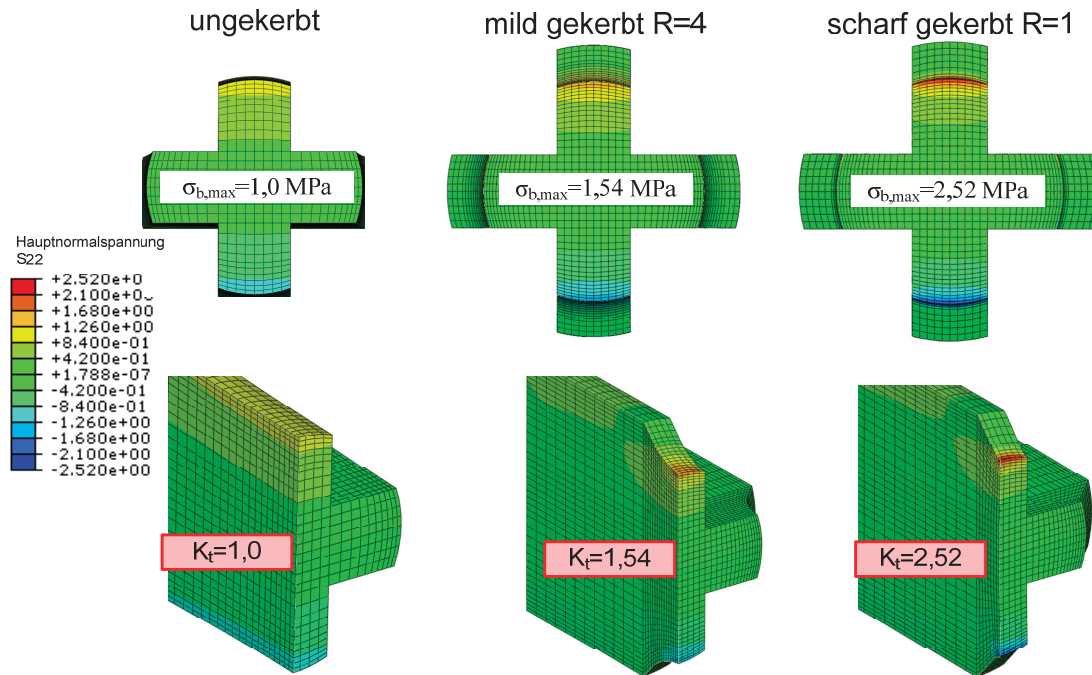
Zur Ermittlung des bezogenen Spannungsgradienten  $\chi'$  wird ein Knotenpfad durch die höchst beanspruchte Fläche in der Probenmitte gelegt (Abb. 6.7). Mit Hilfe des Spannungsverlaufes über den Probenquerschnitt, kann auf Basis der zwei höchst beanspruchten Knoten, an der Randschicht der Probe, der bezogene Gradient nach Glg. (6.3) ausgewertet werden.

$$\chi' = \frac{1}{\sigma_{\max}} \cdot \frac{\Delta\sigma}{\Delta x} \quad \text{Glg. (6.3)}$$

## 6.3. Ergebnisse der FE-Simulation der UB-Probengeometrien

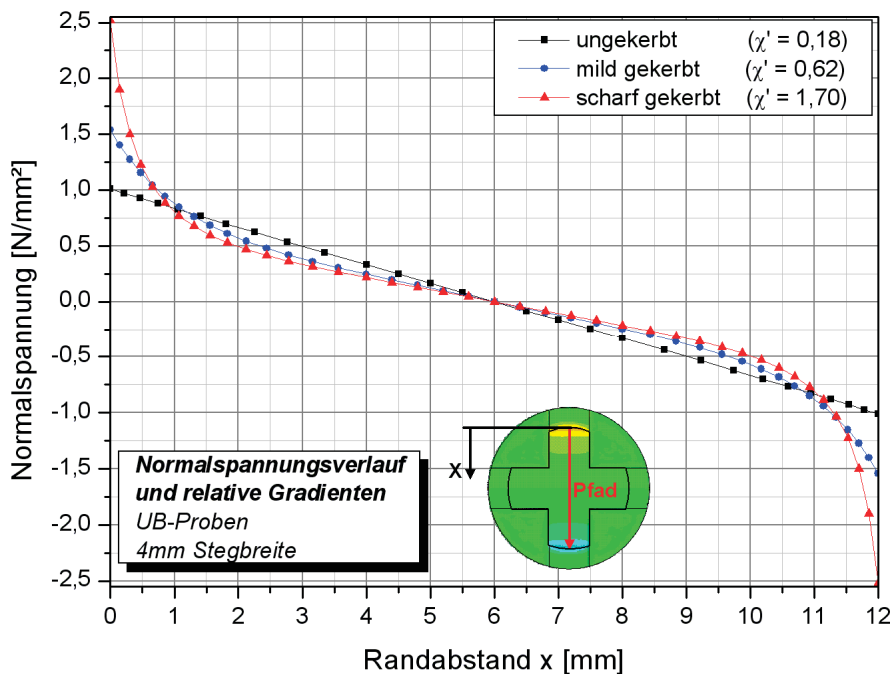
### 6.3.1. Hauptnormalspannungen bei Biegebeanspruchung

In Abb. 6.8 sind die Ergebnisse der Spannungssimulationen, der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite unter Biegebelastung in Form von Hauptnormalspannungen dargestellt. Es ist eine deutliche Abhängigkeit der Spannungskonzentration vom Kerbradius erkennbar. Das jeweilige Spannungsmaximum tritt stets im Kerbgrund genau in der Stegmitte auf. Die nach Glg. (3.4) ermittelten Formzahlen sind zu den jeweiligen Kerbformen in der Abb. 6.8 notiert.



**Abb. 6.8:** Hauptnormalspannungen und Formzahlen  $K_t$  der UB-Proben mit 4mm Stegbreite unter Biegebelastung

In Abb. 6.9 sind die Spannungsverläufe bei Biegebelastung über den Probenquerschnitt der UB-Proben mit 4 mm Stegbreite dargestellt. Aus diesen Verläufen werden die relativen Spannungsgradienten, welche der Legende für die jeweilige Kerbform entnommen werden können, nach Glg. (6.3) berechnet.



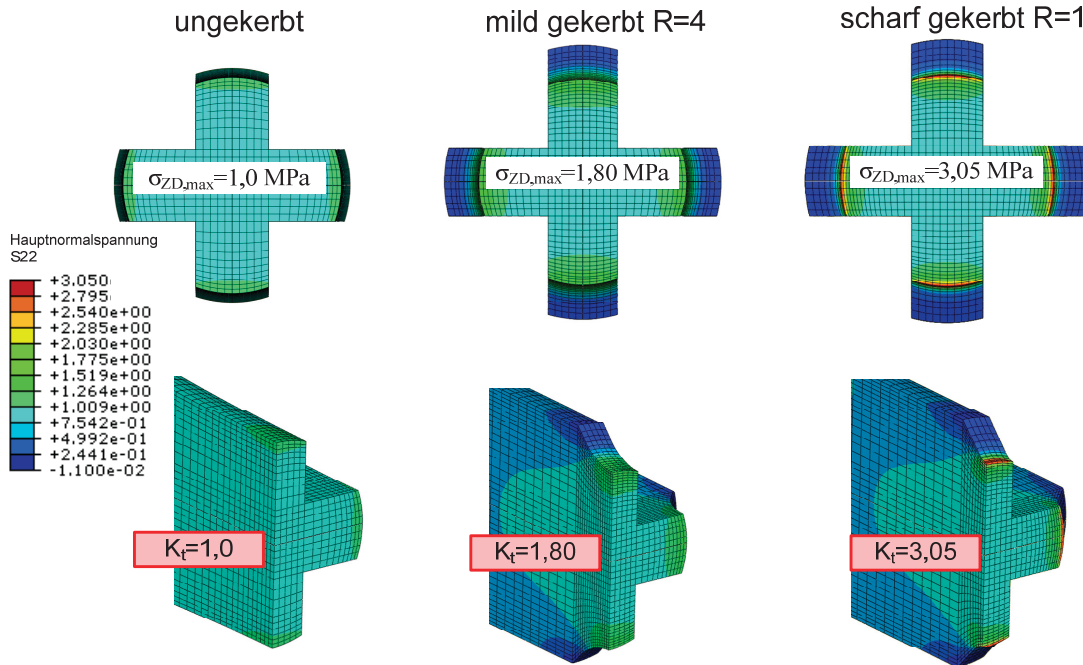
**Abb. 6.9:** Spannungsverläufe der UB-Proben mit 4 mm Stegbreite bei Biegebelastung

### 6.3.2. Hauptnormalspannungen bei Zugbeanspruchung

In Abb. 6.10 sind die Ergebnisse der Spannungssimulationen, der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite unter Zug-Belastung in Form von Hauptnormalspannungen dargestellt. Es ist eine

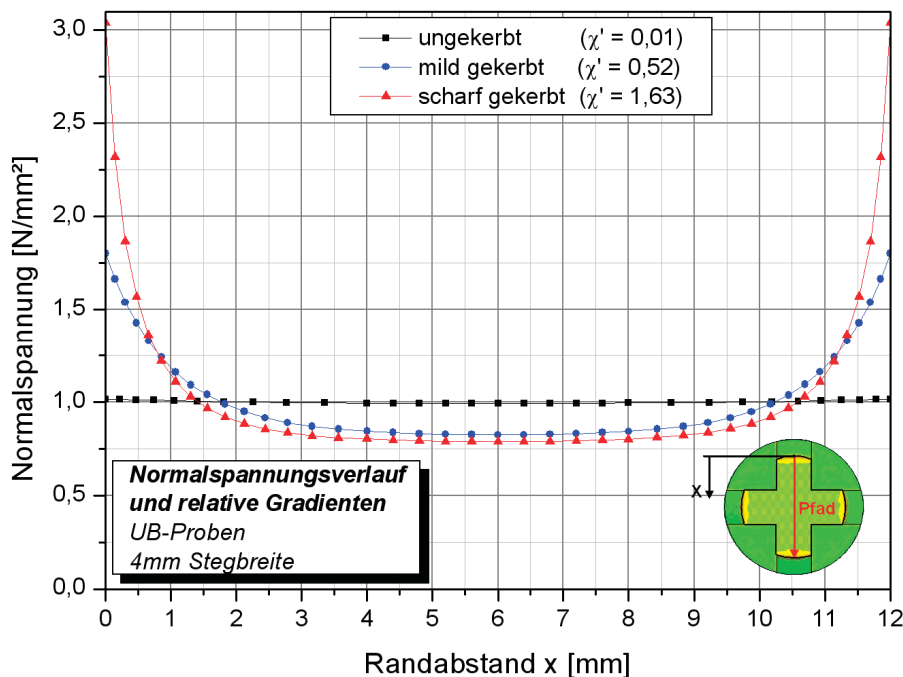


deutliche Abhängigkeit der Spannungskonzentration vom Kerbradius erkennbar. Das jeweilige Spannungsmaximum tritt stets im Kerbgrund genau in der Stegmitte auf. Die gemäß Glg. (3.4) ermittelten Formzahlen sind zu den jeweiligen Kerbformen in der Abb. 6.10 notiert.



**Abb. 6.10:** Hauptnormalspannungen und Formzahlen  $K_t$  der UB-Probe mit 4mm Stegbreite, unter wechselnder Zug/Druck-Belastung

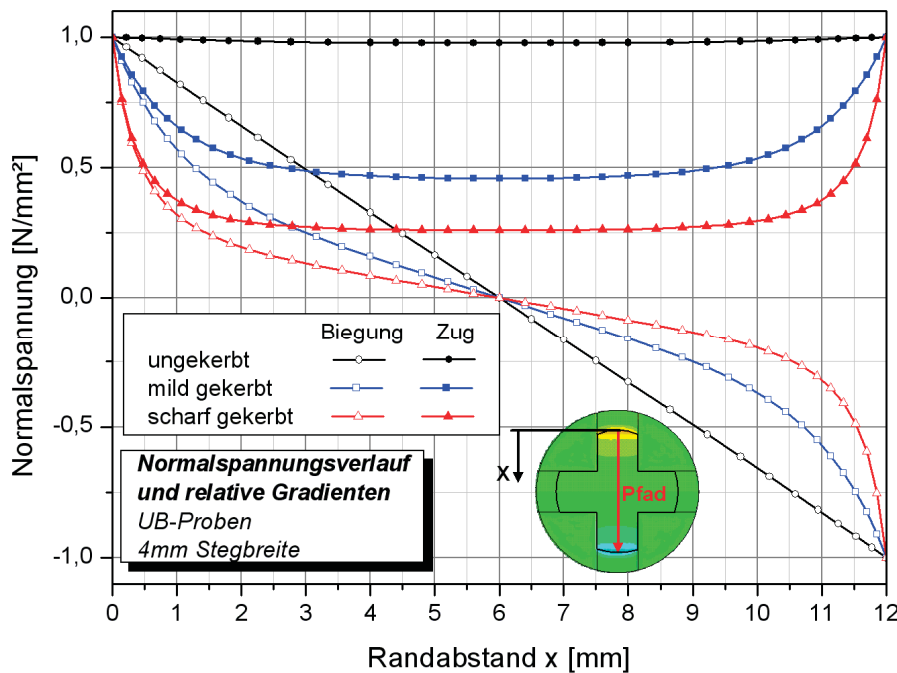
In Abb. 6.11 sind die Spannungsverläufe bei Zugbelastung über den Probenquerschnitt der UB-Proben mit 4 mm Stegbreite dargestellt. Aus diesen Verläufen werden die relativen Spannungsgradienten, welche für die jeweilige Kerbform der Legende entnommen werden können, nach Glg. (6.3) berechnet.



**Abb. 6.11:** Spannungsverläufe der UB-Proben mit 4 mm Stegbreite bei Zugbelastung

### 6.3.3. Zusammenfassung der wichtigsten Simulationsergebnisse

In Abb. 6.12 sind die Spannungsverläufe über den Querschnitt der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite infolge einer Biege- und Zugbeanspruchung bezogen auf ein gleiches Spannungsniveau dargestellt. In dieser Darstellung ist die Abhängigkeit des örtlichen Spannungsgradienten von der Probengeometrie gut ersichtlich. Generell weisen die Proben bei Biegebelastung einen höheren Gradienten auf als bei Zugbelastung, wobei diese mit zunehmender Kerbschärfe immer ähnlicher werden (vgl. auch Tab. 6.1). Weiters ist ersichtlich, dass der Mittenbereich der Probe bei Zugbelastung, unabhängig von der Kerbform höher belastet wird als bei einer Biegebelastung.



**Abb. 6.12:** Gegenüberstellung der Spannungsverläufe der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite bei Biege- und Zugbeanspruchung, bezogen auf ein gleiches Spannungsniveau

In Tab. 6.1 sind die aus der Simulation ermittelten Formzahlen  $K_t$  und die bezogenen Spannungsgradienten  $\chi'$  zahlenmäßig zusammengefasst dargestellt. Generell weisen die zugbeanspruchten Proben eine größere Spannungsüberhöhung  $K_t$  auf als die biegebeanspruchten. Die bezogenen Spannungsgradienten sind bei Biegebelastung höher als bei Zugbelastung, wobei diese mit zunehmender Kerbschärfe immer ähnlicher werden.

<b>Biegung</b>	<b>Formzahl <math>K_t</math></b>	<b>bezogener Spannungsgradient <math>\chi'</math></b>
ungerbt	1,00	0,18
mild gekerbt	1,54	0,62
scharf gekerbt	2,52	1,70
<b>Zug</b>		
ungerbt	1,00	0
mild gekerbt	1,80	0,52
scharf gekerbt	3,08	1,63

**Tab. 6.1:** Zusammenfassung der Simulationsergebnisse der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite bei Biege- und Zugbeanspruchung

## 7. Ergebnisse und Diskussion der Wöhlerversuche

### 7.1. Ermittelte Wöhlerlinien anhand der UB-Probe

Im folgenden Abschnitt werden die Ergebnisse der Wöhlerversuche an den UB-Proben bei Umlaufbiegebeanspruchung und Zug/Druck-Beanspruchung dar- sowie gegenübergestellt. Die an den UB-Proben durchgeführten Umlaufbiegeversuche bzw. deren Ergebnisse werden bereits [Mösenbacher 2008; Guster 2009] dargestellt und diskutiert, weshalb in dieser Arbeit das Hauptaugenmerk auf dem Vergleich der Ergebnisse der unterschiedlichen Prüfmethoden gelegt wird.

#### 7.1.1. Umlaufbiegeversuche an der UB-Probe mit 4mm Stegbreite

Die Umlaufbiegeversuche werden wie in Abschnitt 5.4.1 beschrieben durchgeführt. Zur Generierung der Wöhlerlinien und zur Ermittlung der in der Betriebsfestigkeit relevanten Kenngrößen, erfolgt die Auswertung nach der in Abschnitt 5.5.1 erläuterten Methode. Die Ermittlung der jeweilig auftretenden maximalen Kerbspannungen erfolgt durch die in Abschnitt 6 beschriebene numerische Simulation.

In Abb. 7.1 sind die Ergebnisse der Umlaufbiegeversuche ausgewertet nach den mittels Simulation (isotropes Materialverhalten) ermittelten Kerbspannungen dargestellt. Der Werkstoff HTV-5H1 zeigt eine deutliche Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Kerbschärfe. So erträgt bei  $N = 10^7$  Lastwechsel die mild gekerbte Probe eine um ca. 20 % höhere, und die scharf gekerbte Probe eine um ca. 185 % höhere Kerbspannungsamplitude als die ungekerbte Probe. Weiters weist der Werkstoff im untersuchten Lastwechselbereich keine ausgeprägte Dauerfestigkeit auf. Die Neigung der Wöhlerlinien unterscheidet sich bei den unterschiedlichen Kerbformen praktisch nicht und kann somit als konstant angesehen werden.

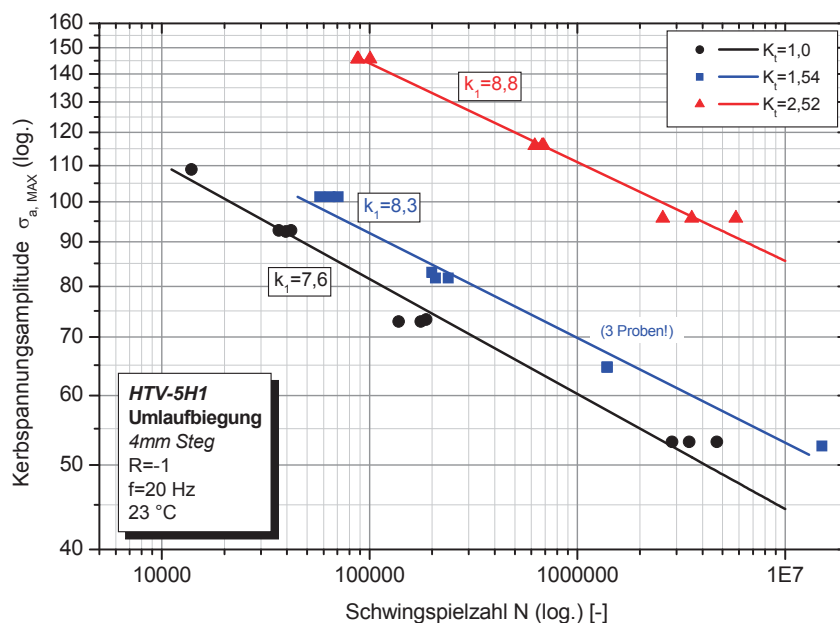


Abb. 7.1: Ergebnisse der Umlaufbiegeversuche, ausgewertet nach den auftretenden Kerbspannungen

Die zur mathematischen Beschreibung der Wöhlerlinien erforderlichen Daten sind in Tab. 7.1 zusammengefasst. Anstatt Ecklastspielzahl und Dauerfestigkeit wurde als Bezugspunkt die ertragbare Spannungsamplitude bei  $N = 10^7$  Lastwechsel festgelegt.

Kerbform	Lastspielzahl $N [-]$	Spannung $\sigma_{a,max}$	Neigung $k [-]$
ungekerbt $K_t = 1,0$	$10^7$	44,5	7,6
mild gekerbt $K_t = 1,54$	$10^7$	53	8,3
scharf gekerbt $K_t = 2,52$	$10^7$	85,6	8,8

Tab. 7.1: Daten zur mathematischen Beschreibung der Umlaufbiegewöhlerlinien der UB-Proben mit 4 mm Stegbreite aus HTV-5H1

### 7.1.2. Zug/Druck-Versuche an der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite

Die zyklischen Zug/Druck-Versuche an der UB-Probe mit 4mm Stegbreite werden wie in Abschnitt 5.4.2.2 beschrieben durchgeführt. Zur Generierung der Wöhlerlinien und zur Ermittlung der in der Betriebsfestigkeit relevanten Kenngrößen, erfolgt die Auswertung nach der in Abschnitt 5.5.1 erläuterten Methode. Die Ermittlung der jeweilig auftretenden maximalen Kerbspannungen erfolgt durch die in Abschnitt 6 beschriebene numerische Simulation.

Bei der ungekerbten UB-Probe kommt es unter zyklischer Zug/Druck-Beanspruchung häufig zum Problem, dass die Probe wie in Abb. 7.2 dargestellt in den Einspannungen und nicht in der Probenmitte versagt. Ursachen für das Versagen in den Einspannstellen sind unter anderem der Spanndruck, die Spannungsüberhöhung am Übergang, sowie das Vorhandensein von Poren in den Materialanhäufungen, vgl. Abb. 7.2. Die Poren treten sowohl in der Einspannung als auch in der Probenmitte auf, wobei die Porosität in der Einspannung deutlich höher ist. Um die Anzahl der Probenbrüche in der Einspannung zu minimieren, werden spezielle Spannsätze verwendet, welche die Spannkraft gleichmäßig auf die Probe übertragen.

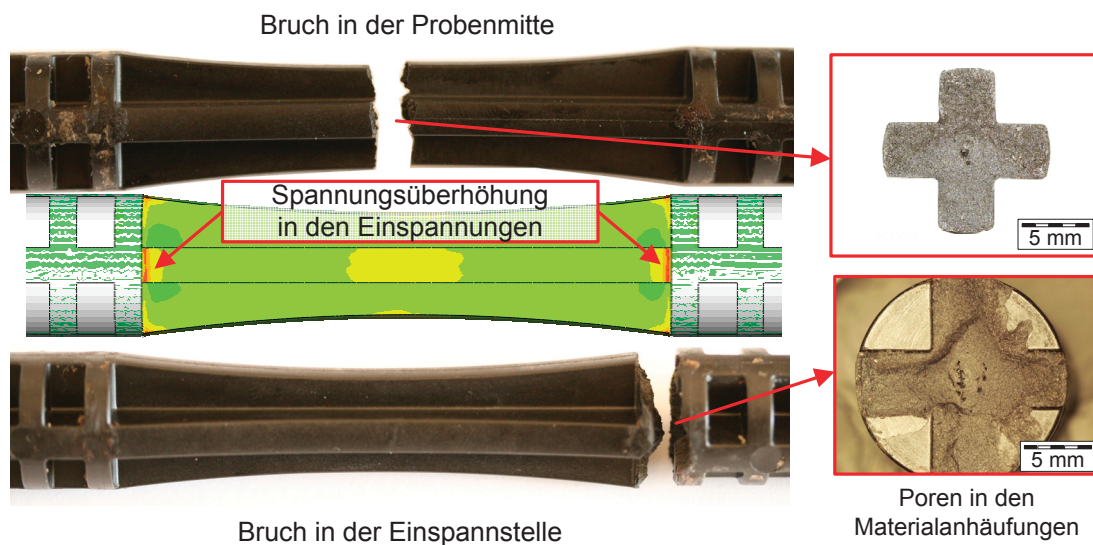
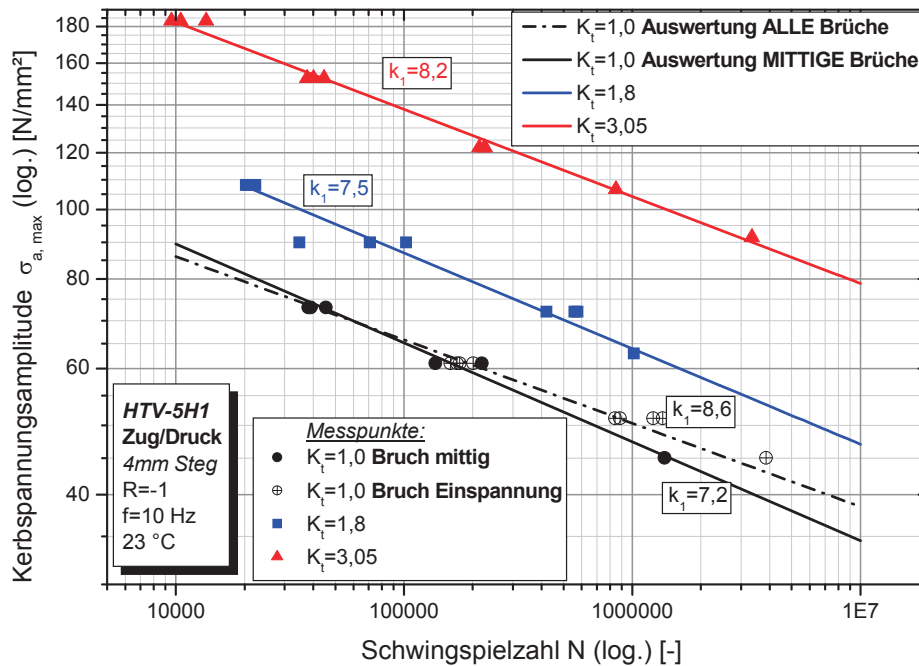


Abb. 7.2: Typische Bruchstellen bei der ungekerbten UB-Probe mit 4 mm Stegbreite unter wechselnder Zug/Druck-Beanspruchung und mögliche Ursachen für Brüche in der Einspannung

Die Ergebnisse der Wöhlerversuche an der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite unter wechselnder Zug/Druck-Beanspruchung sind in Abb. 7.3 auf Basis der maximal auftretenden Kerbspannungsamplituden dargestellt. Je nach Art der Auswertung (nur mittige oder sämtliche Brüche, vgl. Abb. 7.2) können bei der ungekerbten UB-Probe zwei unterschiedliche Wöhlerlinien ausgewertet werden. Da der geprüfte Probenquerschnitt in der Probenmitte mindestens die Lebensdauer bis zum Bruch in der Einspannung aufweist, charakterisiert jene Auswertung die sämtliche Probenbrüche beinhaltet (Verschiebung zu höheren Schwingenspielzahlen) den Werkstoff realitätsnäher. Die ertragbaren Kerbspannungsamplituden bei  $N = 10^7$  Lastwechsel zeigen eine deutliche Abhängigkeit von der Kerbschärfe was auf eine ausgeprägte Stützwirkung hindeutet. Betrachtet man die Neigung der Wöhlerlinien, so bleibt diese mit steigender Kerbschärfe nahezu unverändert. Da der Werkstoff HTV-5H1 bei den Umlaufbiegeuntersuchungen keine ausgeprägte Dauerfestigkeit zeigt, wird bei den wechselnden Zug/Druck-Versuchen das Abbruchkriterium aus Zeit- und Kostengründen mit  $N = 5 \cdot 10^6$  Lastwechsel festgelegt.



**Abb. 7.3:** Ergebnisse der Wöhlerversuche an der UB-Probe mit 4mm Stegbreite unter wechselnder Zug/Druck-Beanspruchung

Die zur mathematischen Beschreibung der Wöhlerlinien erforderlichen Daten sind in Tab. 7.2 zusammengefasst. Anstatt Ecklastspielzahl und Dauerfestigkeit wird wiederum als Bezugspunkt die ertragbare Spannungsamplitude bei  $N = 10^7$  Lastwechsel festgelegt. Alle Versuchsdaten des zyklischen Zug/Druck-Versuches weisen eine ertragene Lastspielzahl unter  $N = 5 \cdot 10^6$  auf. Aus diesem Grund werden die ausgewerteten Wöhlerlinien bis zur Lastspielzahl von  $N = 10^7$  extrapoliert.

Kerbform	Lastspielzahl $N [-]$	Spannung $\sigma_{a,max}$	Neigung $k [-]$
ungekerbt mittig $K_t = 1,0$	$10^7$	34,5	7,2
ungekerbt alle $K_t = 1,0$	$10^7$	38,5	8,6
mild gekerbt $K_t = 1,8$	$10^7$	47,1	7,5
scharf gekerbt $K_t = 3,05$	$10^7$	78,9	8,2

Tab. 7.2: Daten zur mathematischen Beschreibung der Wöhlerlinien der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite unter wechselnder Zug/Druck-Beanspruchung

### 7.1.3. Vergleich der Ergebnisse der Umlaufbiege- und Zug/Druckversuche

Die Ergebnisse der Wöhlerversuche an der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite sind in Abb. 7.4 vergleichend gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass der Werkstoff HTV-5H1 bei einer Umlaufbiegebeanspruchung eine höhere ertragbare Schwingspielzahl aufweist als bei einer Zug/Druck-Beanspruchung. Die Neigung  $k$  der Wöhlerlinien zeigt keine Abhängigkeit von der Kerbform bzw. Beanspruchungsart. Sie wird als konstant angenommen.

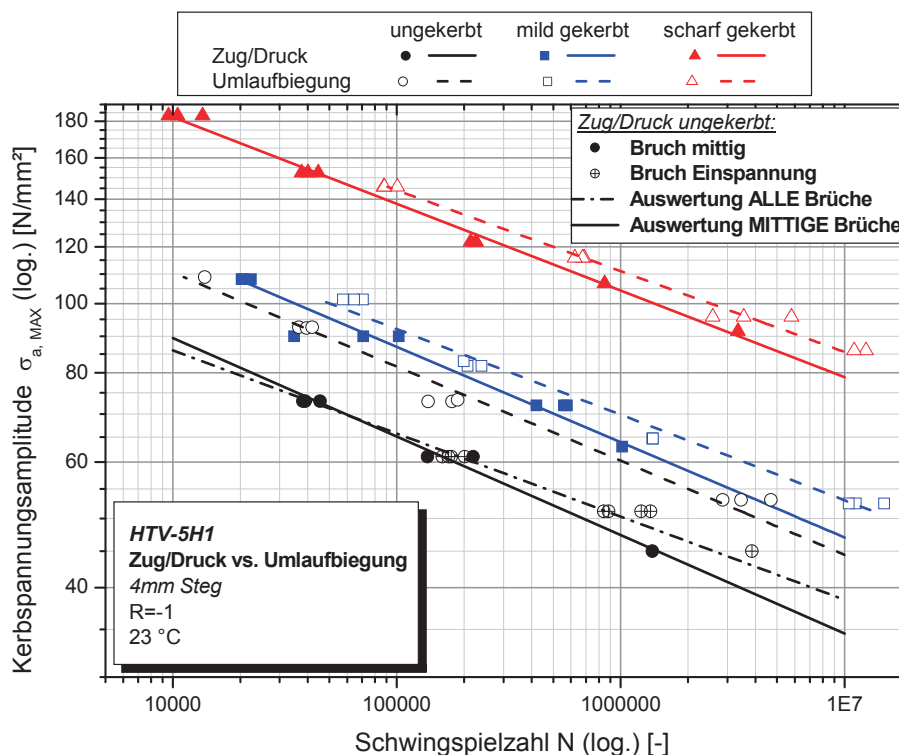


Abb. 7.4: Vergleich der Ergebnisse der Wöhlerversuche an der UB-Probe mit 4mm Stegbreite unter wechselnder Zug/Druck- und Umlaufbiegebeanspruchung

In Tab. 7.3 sind die zur Untersuchung des Stützwirkungsverhaltens erforderlichen Versuchsergebnisse zusammengestellt. Die Ermittlung der Langzeitfestigkeiten, welche bezüglich Nennspannungen  $S_{a,nenn}$  und maximalen Kerbspannungen  $\sigma_{a,max}$  dargestellt sind, werden bei einer Zyklenzahl von  $N = 10^7$  Lastwechsel ausgewertet. Zur Auswertung, des aufgrund von Kerben auftretenden Festigkeitsabfalles bezüglich Nennspannungen  $K_f$  im Langzeitfestigkeitsbereich und der Stützwirkung  $n$ , werden Glg. (3.13) und Glg. (3.14) herangezogen. Die Wöhlerlinie der ungeredten UB-Probe unter einer wechselnden

Zug/Druck-Beanspruchung wird auf zwei unterschiedliche Weisen ausgewertet (nur mittige Probenbrüche bzw. alle Brüche, vgl. Abb. 7.3). Daraufhin werden auch die Faktoren  $K_f$  und  $n$  mit beiden Auswertevarianten ermittelt. Da der geprüfte Probenquerschnitt in der Probenmitte mindestens die Lebensdauer bis zum Bruch in der Einspannung aufweist, charakterisiert jene Auswertung die sämtliche Probenbrüche beinhaltet (Verschiebung zu höheren Schwingspielzahlen) den Werkstoff realitätsnäher. Generell weist der nach Nennspannungen ermittelte Langzeitfestigkeitsabfall (beschrieben durch  $K_f$ ) einen geringeren Wert auf als die Spannungsüberhöhung in der Kerbe (beschrieben durch  $K_t$ ), was auf eine ausgeprägte Stützwirkung  $n$  des Werkstoffes hindeutet, vgl. Tab. 7.3.

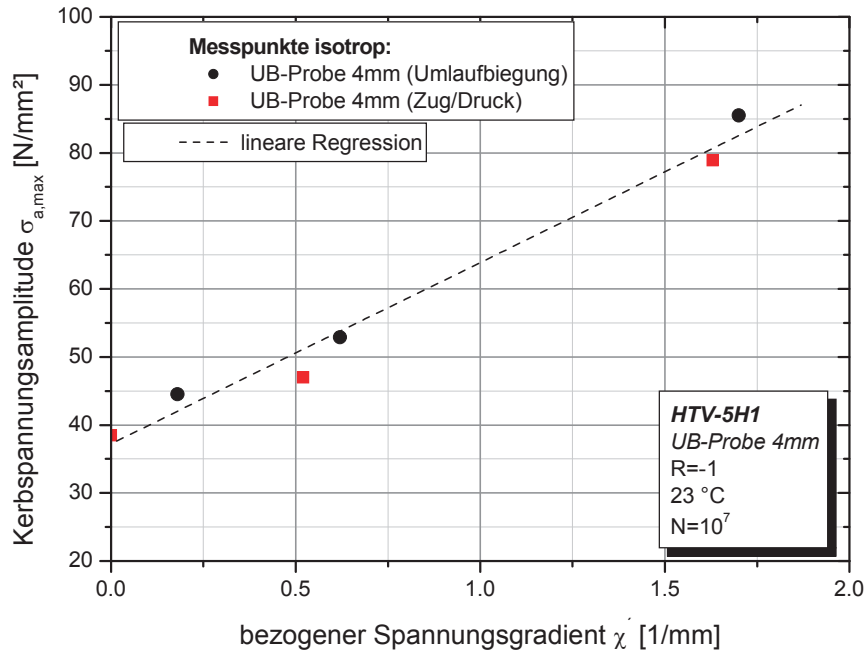
Kerbform	Umlaufbiegung R = -1; UB-Probe 4 mm Stegbreite									
	$K_t$	$\chi'$	$S_{a,nenn}$ [MPa]		$\sigma_{a,max}$ [MPa]		$K_f$		$n$	
			mittig	alle	mittig	alle	mittig	alle	mittig	alle
ohne	1,00	0,18	44,5	44,5	44,5	44,5	0,78	0,87	1,29	1,16
mild	1,54	0,62	34,4	34,4	53,0	53,0	1,00	1,12	1,54	1,38
scharf	2,52	1,70	34,0	34,0	85,6	85,6	1,02	1,13	2,48	2,22

Kerbform	Zug/Druck R = -1; UB-Probe 4 mm Stegbreite									
	$K_t$	$\chi'$	$S_{a,nenn}$ [MPa]		$\sigma_{a,max}$ [MPa]		$K_f$		$n$	
			mittig	alle	mittig	alle	mittig	alle	mittig	alle
ohne	1,00	0	34,5	38,5	34,5	38,5	1,00	1,00	1,00	1,00
mild	1,80	0,52	26,1	26,1	47,1	47,1	1,32	1,47	1,36	1,22
scharf	3,08	1,63	25,9	25,9	78,9	78,9	1,33	1,49	2,29	2,05

**Tab. 7.3:** Ergebnisse der Wöhlerversuche an der UB-Probe mit 4 mm Stegbreite

Basierend auf den in Tab. 7.3 zusammengefassten Ergebnissen, kann der Einfluss des bezogenen Spannungsgradienten  $\chi'$  auf die Schwingfestigkeit bei  $N = 10^7$  Lastwechsel dargestellt werden, vgl. Abb. 7.5. Der bei Metallen zu beobachtende Exponentialverlauf nach [Eichlseder 2003] kann bei dem hier untersuchten Material nicht festgestellt werden. Stattdessen wird zur Beschreibung der Stützwirkung in Abhängigkeit der Kerbschärfe, in Anlehnung an [Guster 2009], ein nach Glg. (7.1) linearer Verlauf zwischen bezogenen Spannungsgradienten und ertragbarer Kerbspannungsamplitude mit einem Stützwirkungsexponent  $K_D = 1$  angenommen. Ein linearer Zusammenhang zwischen Kerbschärfe und ertragbarer Kerbspannungsamplitude würde bedeuten, dass unendlich scharfe Kerben eine unendlich hohe Kerbspannungsamplitude ertragen würden. Dieses Werkstoffverhalten ist somit nicht für beliebig scharfe Kerben möglich. Mit zunehmender Kerbschärfe muss die ertragbare Kerbspannungsamplitude einen Grenzwert erreichen. Grund für diesen linearen Zusammenhang kann die isotrope Spannungsberechnung sein. Bilden sich in den Kerben unterschiedliche Orientierungen aus, so ändert sich auch lokal der Elastizitätsmodul des Werkstoffes, was zu einer Abweichung der realen Kerbbeanspruchung von der isotrop simulierten Kerbbeanspruchung führen kann.



**Abb. 7.5:** Einfluss des bezogenen Spannungsgradienten  $\chi'$  auf die Schwingfestigkeit bei  $N = 10^7$  Lastwechsel des Werkstoffes HTV-5H1

$$\sigma_a = \sigma_{a,ZD} \cdot \left( 1 + \left( \frac{\sigma_{a,B}}{\sigma_{a,ZD}} - 1 \right) \cdot \left( \frac{\chi'}{2/b} \right)^{K_D} \right) \quad \text{Glg. (7.1)}$$

Vergleicht man die unterschiedlichen Prüfverfahren (Zug/Druck vs. Umlaufbiegung) an den jeweils gleichen Probenformen (gleiche Kerbform und gleiche Orientierungszustände), so ist ersichtlich, dass bei annähernd gleichem Spannungsgradienten die zug/druck-beanspruchte Probe eine niedrigere Festigkeit aufweist als die umlaufbiegebeanspruchte. Daraus lässt sich schließen, dass der kurzfaserverstärkte Werkstoff HTV-5H1 durch seine in Abb. 2.2 erläuterten Schichtstruktur eine zusätzliche Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Belastung des im inneren liegenden Restquerschnittes zeigt. Demnach erfahren bei gleicher Kerbform die zug/druck-beanspruchten UB-Proben eine höhere Beanspruchung über den Restquerschnitt als die umlaufbiegebeanspruchten (vgl. Abb. 6.12), was zu diesem Festigkeitsabfall führen kann.

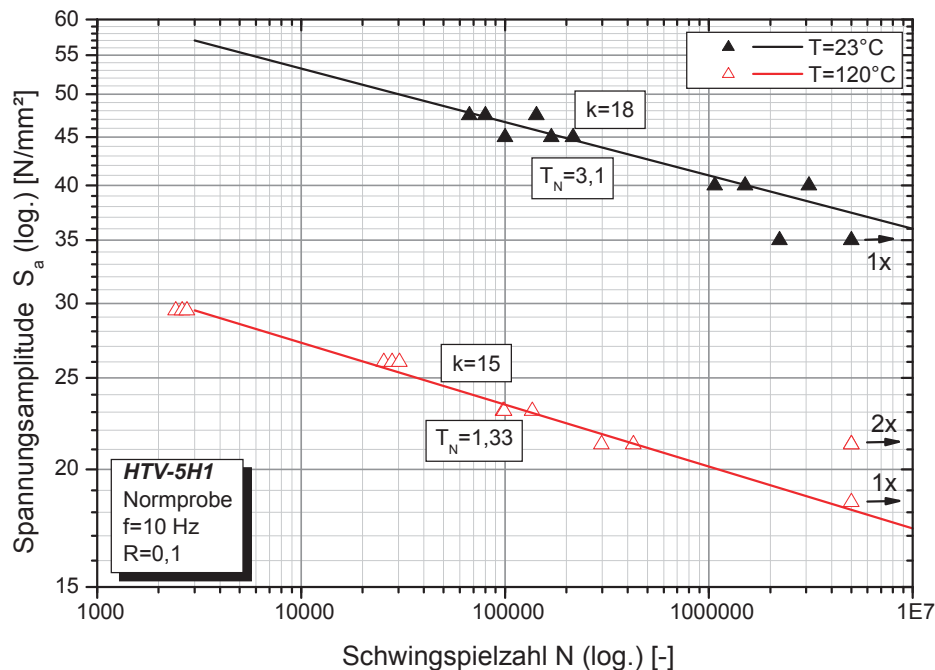


## 7.2. Wöhlerversuche am Normprüfkörper

### 7.2.1. Ergebnisse der zugschwellenden Versuche am Normprüfkörper

Die zugschwellenden Wöhlerversuche ( $R = 0,1$ ) am Normprüfkörper werden wie im Abschnitt 5.4.2 beschrieben bei einer Temperatur von  $120\text{ °C}$  durchgeführt. Sie sind als Ergänzung zu den in [Guster 2009] erläuterten Wöhlerversuchen, des Werkstoffes HTV-5H1 bei Raumtemperatur ( $23\text{ °C}$ ) zu sehen. Zur Auswertung der Wöhlerlinien und zur Ermittlung der in der Betriebsfestigkeit relevanten Kenngrößen, werden die im Abschnitt 5.5.1 erläuterten Methoden herangezogen.

Die Ergebnisse der Wöhlerversuche am Normprüfkörper, bei einer Überlebenswahrscheinlichkeit von  $P_U = 50\%$ , sind in Abb. 7.6 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die Schwingfestigkeit des kurzfaserverstärkten Werkstoffes HTV-5H1 bei einer erhöhten Temperatur von  $120\text{ °C}$  um ca.  $50\%$  abnimmt. Die Wöhlerlinie bei  $120\text{ °C}$  ist mit einer Neigung von  $k = 15$ , etwas steiler als bei Raumtemperatur ( $k = 18$ ). Weiters zeigt der Werkstoff im Zeitfestigkeitsbereich bei erhöhter Temperatur eine geringere Streuung der Messpunkte als bei Raumtemperatur. Bei den Versuchsergebnissen bei  $120\text{ °C}$  und einer Spannungsamplitude von ca.  $21\text{ N/mm}^2$  ist ein Übergangsbereich vom Zeitfestigkeits- in den Langzeitfestigkeitsbereich ersichtlich.



**Abb. 7.6:** Ergebnisse der Wöhlerversuche am Normprüfkörper unter einer zugschwellenden Beanspruchung ( $R=0,1$ ), bei Raumtemperatur ( $23\text{ °C}$ ) und erhöhter Temperatur ( $120\text{ °C}$ )

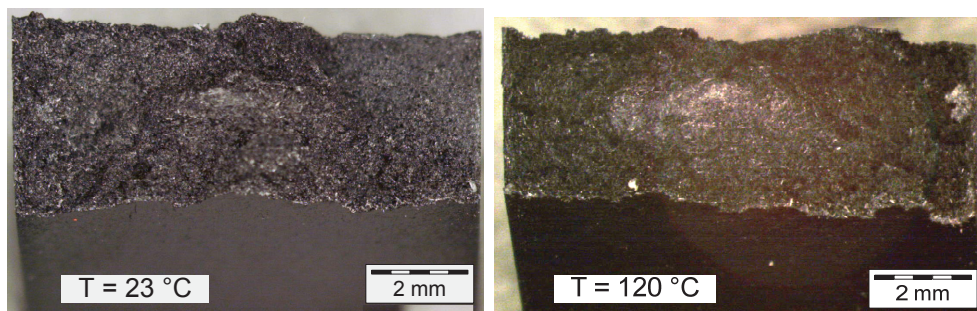
Die aus dem Wöhlerversuch ermittelten Daten zur rechnerischen Beschreibung der Wöhlerlinie bei  $23\text{ °C}$  und  $120\text{ °C}$  nach Glg. (3.11), sind in Tab. 7.4 zusammengefasst. Da der Werkstoff HTV-5H1 im untersuchten Schwingspielbereich keine ausgeprägte Dauerfestigkeit aufweist, wird keine Dauerfestigkeitsauswertung durchgeführt. Zur

Beschreibung der Langzeitfestigkeit wird stattdessen die Schwingfestigkeit bei  $10^7$  Lastwechsel angegeben.

Normprüfkörper	Neigung $k$ [-]	Spannung bei $10^7$ Lastwechsel [N/mm <sup>2</sup> ]
23 °C	18	36,0
120 °C	15	17,3

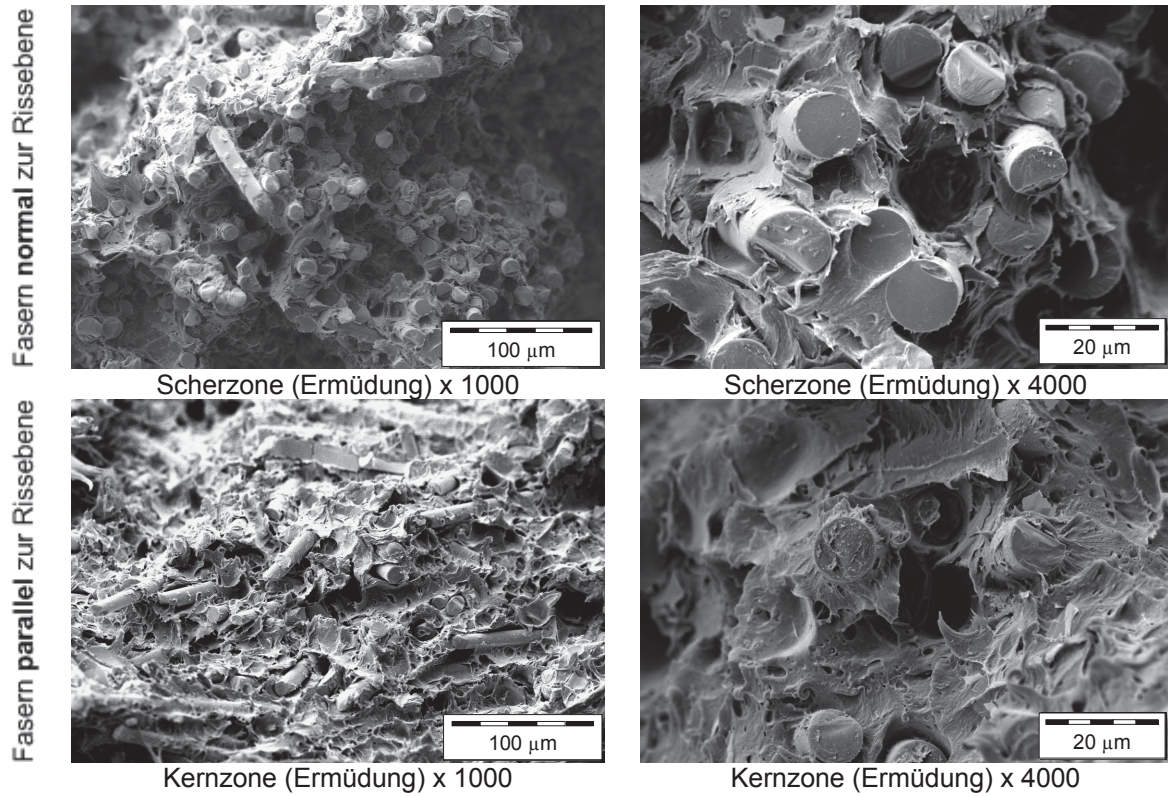
**Tab. 7.4:** Aus dem Wöhlerversuch am Normprüfkörper ermittelte Daten, zur rechnerischen Beschreibung der Wöhlerlinie nach Glg. (3.11), bei 23 °C und 120 °C

In Abb. 7.7 sind die makroskopischen Aufnahmen der Bruchoberflächen des Normprüfkörpers nach einem Wöhlerversuch bei 23 °C und 120 °C dargestellt. Die Spannungsamplitude beträgt bei 23 °C 47,5 MPa ( $N = 80000$ ) und bei 120 °C 26 MPa ( $N = 30000$ ). Die Scherzonen am Probenrand weisen eine sehr raue Bruchoberfläche mit vielen spitzen Faser-Matrix-Bündeln auf. In der Kernzone (Probenmitte) befindet sich ein eher gleichmäßiger Hügel, welcher eine geringere Rauigkeit aufweist als die Scherzone. Allgemein zeigt die Bruchfläche bei 23 °C eine etwas zerklüftetere und zackenförmigere Struktur als bei 120 °C.



**Abb. 7.7:** Makroskopische Aufnahme der Bruchoberfläche des Normprüfkörpers nach einem Wöhlerversuch ( $R = 0,1$ ) bei 23 °C und 120 °C

Die mikroskopischen Bruchbilder des Normprüfkörpers bei einer Prüftemperatur von 120 °C und einer Spannungsamplitude von 26 N/mm<sup>2</sup> sind in Abb. 7.8 dargestellt. In den Scherzonen wo die Fasern großteils normal zur Bruchfläche angeordnet sind, ist vorwiegend Faserauszug, welcher an den vorhandenen Löchern und den nackten Fasern zu erkennen ist, der dominierende Versagensmechanismus. Hierbei löst sich bei zyklischen Belastungen, aufgrund unterschiedlicher Steifigkeiten zwischen Faser und Matrix und den daraus resultierenden Schubspannungen, die Faser von der Matrix ab [Lang, Manson et al. 1987; Friedrich and Karger-Kocsis 1989]. Ausgehend von einer Schwachstelle in der Faser-Matrix-Haftung setzt sich der Riss durch die Matrix und um die Fasern herum so lange fort, bis die Probe versagt. Im untergeordneten Maßstab sind auch Faserbrüche vorzufinden, welche zusammen mit den noch teilweise mit Matrix benetzten Fasern, auf eine gute Faser-Matrix-Haftung hindeuten. Zuzufolge der erhöhten Temperatur sind an der gesamten Bruchfläche sehr hohe plastische Verformungen der Matrix ersichtlich. In der Kernzone spiegeln sich dieselben Versagensmechanismen wider, wobei die Fasern vorwiegend parallel bzw. im kleinen Winkel zur Bruchoberfläche orientiert sind. Daher sind auch weniger Faserbrüche vorzufinden.



**Abb. 7.8:** Mikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen des Normprüfkörpers aus HTV-5H1 bei 120 °C und einer Spannungsamplitude von 26 N/mm<sup>2</sup>, mit zwei unterschiedlichen Vergrößerungen am Probenrand (Scherzone) und in der Probenmitte (Kernzone)

## 8. Ergebnisse und Diskussion der bruchmechanischen Versuche

### 8.1. Ergebnisse der $K_{IC}$ -Versuche

Die Versuche zur Ermittlung des kritischen Spannungsintensitätsfaktors  $K_{IC}$  werden in Anlehnung an [ASTM D5045-93] wie im Abschnitt 5.4.3.1 beschrieben, durchgeführt. Die Berechnung der  $K_{IC}$ -Werte erfolgt nach den im Abschnitt 5.5.2 erläuterten Gleichungen, über die maximal auftretende Kolbenkraft im monotonen Zugversuch.

In Abb. 8.1 werden die Kraft-Weg-Kurven des Werkstoffes HTV-5H1 bei Raumtemperatur und einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung mit unterschiedlicher Wegaufzeichnung (Kolbenweg und Extensometer) gegenübergestellt. Bei der Wegmessung über den Kolbenweg ist ersichtlich, dass durch die Kompressibilität der Hydraulikflüssigkeit bzw. durch die elastische Verformung der Kolbenstange sowie des Querhauptes eine geringe Verschiebung der Kurve zu höheren Wegwerten zu vermerken ist. Auf die Auswertung der Risszähigkeit  $K_{IC}$  hat die Art der Wegdatenerfassung keinen Einfluss, da hierfür nur die Maximalkraft, welche über die Kraftmessdose ermittelt wird, erforderlich ist. Eine Auswertung des Elastizitätsmoduls  $E$  bzw. der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{IC}$ , ist aufgrund der durch die Prüfmaschine hervorgerufenen scheinbar höheren Nachgiebigkeit, über die Kolbenwegmessung nicht zulässig.

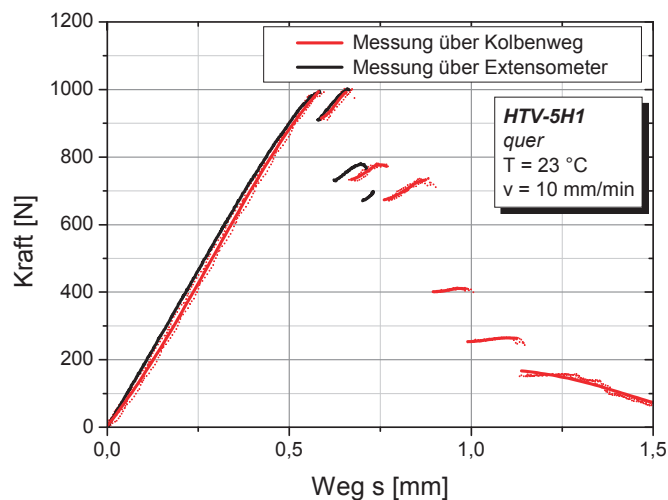


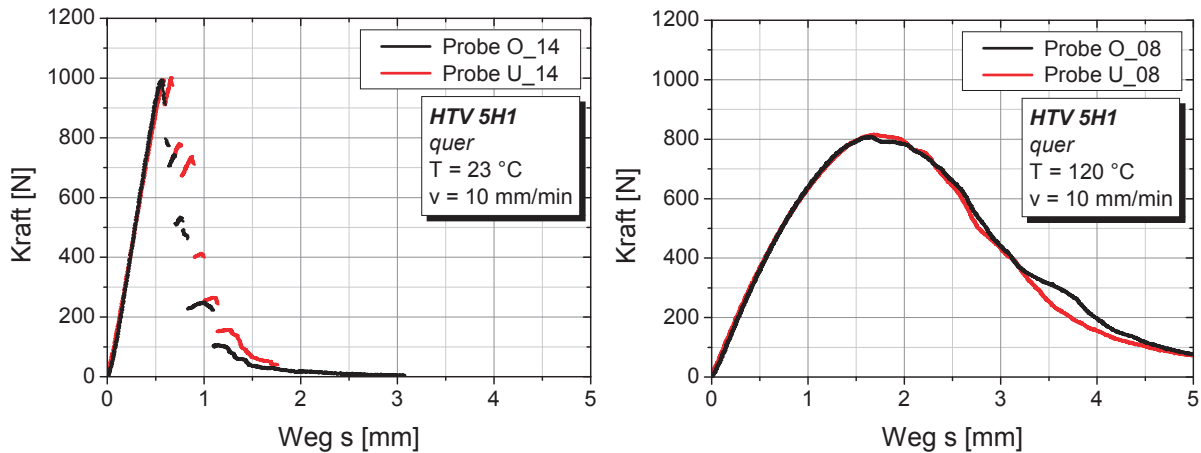
Abb. 8.1: Monotoner  $K_{IC}$ -Versuch, Vergleich Kolbenweg- mit Extensometermessung

Aufgrund der schwierigen Handhabung des Extensometers bei erhöhter Temperatur (kurzer Messbereich, Verbrennungsgefahr) werden in weiterer Folge nur noch Kraft-Weg-Kurven dargestellt, die mittels der Kolbenwegmessung aufgezeichnet werden.

#### 8.1.1. Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung

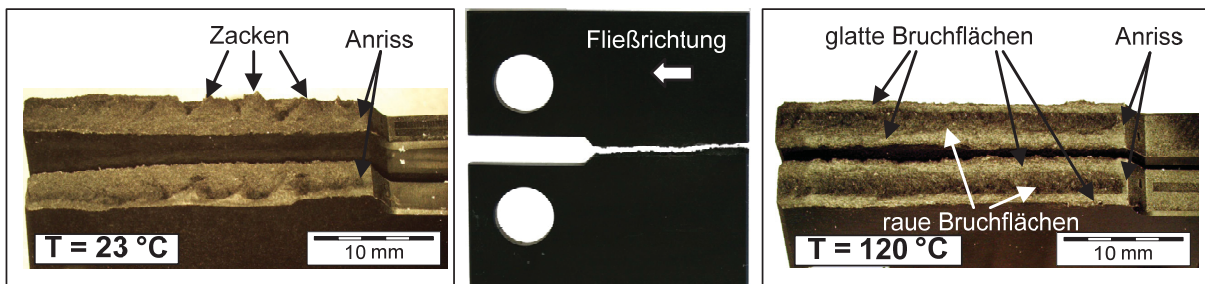
In Abb. 8.2 sind die Versuchsergebnisse der monotonen  $K_{IC}$ -Versuche bei einer Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung und einer Temperatur von 23 °C bzw. 120 °C gegenübergestellt. Bei 23 °C zeigt der Werkstoff HTV-5H1 ein sprödes Werkstoffverhalten. Die Rissausbreitung erfolgt mit ständigen „Stop-and-Go-Effekten“,

welche an den kleinen ansteigenden Kurvenstücken nach dem Erreichen des Kraftmaximums zu erkennen sind. Diese können durch ein Rissstoppen, welches durch Auftreffen der Rissspitze auf eine Faser hervorgerufen werden kann, und anschließendem Losreißen, auftreten. [Lang, Manson et al. 1987] Bei einer erhöhten Temperatur von 120 °C zeigt der Werkstoff trotz des hohen Fasergehaltes von 50 Gew.-% ein scheinbar duktiler Bruchverhalten, was wahrscheinlich auf ein langsames Risswachstum durch Mikroduktilitäten zurückzuführen ist. In beiden Fällen ist eine sehr gute Wiederholbarkeit, welche an der sehr geringen Streuung der jeweiligen Versuche zu erkennen ist, gegeben.



**Abb. 8.2:** Monotone  $K_{IC}$ -Versuche mit Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung (links: 23 °C, rechts: 120 °C)

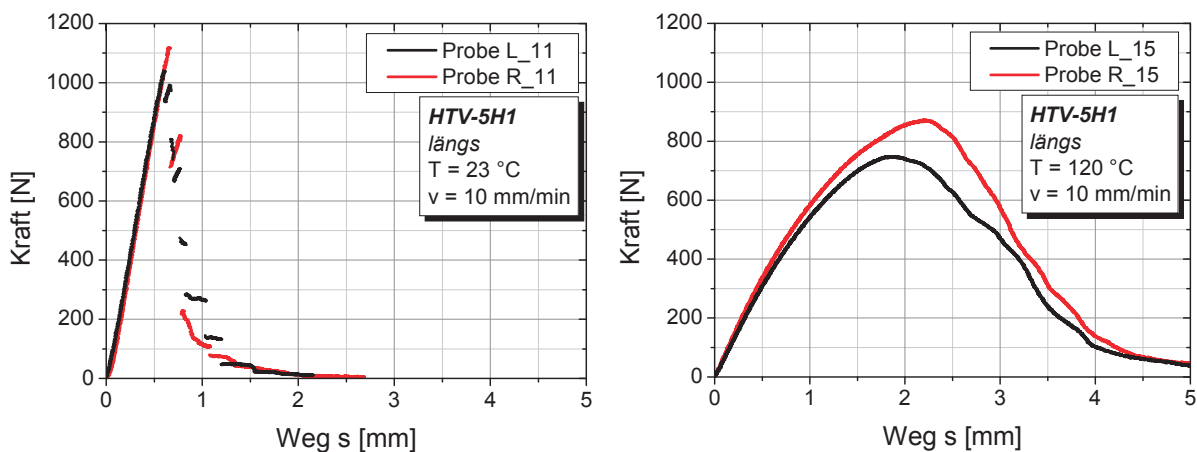
Die Rissausbreitung erfolgt wie in Abb. 8.3 ersichtlich geradlinig in der Sollbruche Ebene der CT-Probe, d.h. in Richtung Faser-Hauptorientierung. An den Bruchflächen ist deutlich der aus dem Spritzgussprozess resultierende Schichtaufbau (vgl. Abb. 2.2) zu erkennen. Die hochorientierten oberflächennahen Scherzonen (Faser-Hauptorientierung in Rissausbreitungsrichtung) weisen bei beiden Temperaturniveaus eine glatte Bruchfläche auf. In der hoch orientierten Kernzone (Faser-Hauptorientierung quer zur Rissausbreitungsrichtung) unterscheiden sich jedoch die Bruchoberflächen. So bildet sich bei einer Prüftemperatur von 23 °C eine regelmäßige zackenförmige Bruchfläche mit einer Zackenhöhe von 1 bis 2 mm aus (vgl. Abb. 8.3 links). Bei einer Prüftemperatur von 120 °C bildet sich hingegen eine zerklüftet raue Oberfläche aus. Weiters sind Unterschiede der Bruchflächen hinsichtlich der Rissausbreitungsrichtung (in oder entlang der Fließrichtung) zu erkennen. Auf diese wird im Weiteren aber nicht näher eingegangen.



**Abb. 8.3:** Ausbreitung des Risses durch die CT-Probe, bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung und Ausbildung der Rissoberfläche bei 23 °C (links) bzw. 120 °C (rechts)

### 8.1.2. Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung

In Abb. 8.4 sind die Versuchsergebnisse der monotonen  $K_{IC}$ -Versuche bei einer Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung und einer Temperatur von 23 °C bzw. 120 °C gegenübergestellt. Bei 23 °C zeigt der Werkstoff HTV-5H1 ein sprödes Werkstoffverhalten. Die Rissausbreitung erfolgte analog zu den oben beschriebenen Versuchen mit ständigen „Stop-and-Go-Effekten“ welche an den kleinen ansteigenden Kurvenstücken nach dem Erreichen des Kraftmaximums zu erkennen sind. Diese können durch ein Rissstoppen, welches durch Auftreffen der Rissspitze an eine Faser hervorgerufen werden kann, und anschließendem Losreißen, auftreten [Lang, Manson et al. 1987]. Bei einer erhöhten Temperatur von 120 °C zeigt der Werkstoff trotz des hohen Fasergehaltes von 50 Gew.-% ein scheinbar duktileres Bruchverhalten, was wahrscheinlich auf ein langsames Risswachstum durch Mikroduktilitäten zurückzuführen ist. In beiden Fällen ist eine Streuung der Maximalkraft von ca. 100 N zu beobachten.



**Abb. 8.4:** Monotone  $K_{IC}$ -Versuche mit Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung (links: 23 °C, rechts: 120 °C)

Abb. 8.5 zeigt eine typische Rissausbreitung durch den CT-Prüfkörper bei Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung. Der Riss wandert im  $K_{IC}$ -Versuch direkt nach dem Anriss (vgl. Abschnitt 5.3.3) in Richtung Fließrichtung des Spritzgussprozesses, d.h. in Richtung Faser-Hauptorientierung, ähnlich wie auch in [Lang, Manson et al. 1984] beschrieben. Dieses Rissabbiegen führt dazu, dass die Versuche nach der Rissinitiierung ungültig sind. Weiters können Rissablenkungen, welche durch Stoppen und anschließendem Ausweichen der Rissspitze an einer Faser hervorgerufen werden („Stop-and-Go-Effekte“), an der Probe beobachtet werden. In [Lang, Manson et al. 1987] werden diese Effekte über die Bruchenergie, welche bei der Rissausbreitung um die Faser geringer ist als durch die Faser, beschrieben.

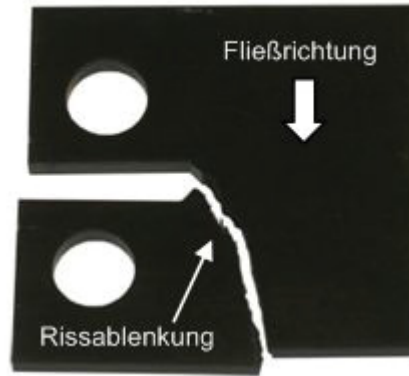


Abb. 8.5: Abbiegen des Risses in der CT-Probe bei Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung

### 8.1.3. Zusammenfassung der $K_{IC}$ -Versuche

In Abb. 8.6 sind die aus den durchgeführten  $K_{IC}$ -Versuchen gemittelten Kraft-Weg-Kurven bei unterschiedlichen Prüfbedingungen gegenübergestellt. Diese werden jeweils aus den für jede Bedingung durchgeführten  $K_{IC}$ -Versuchen gemittelt, vgl. Abschnitt 8.1.1 und 8.1.1.1.

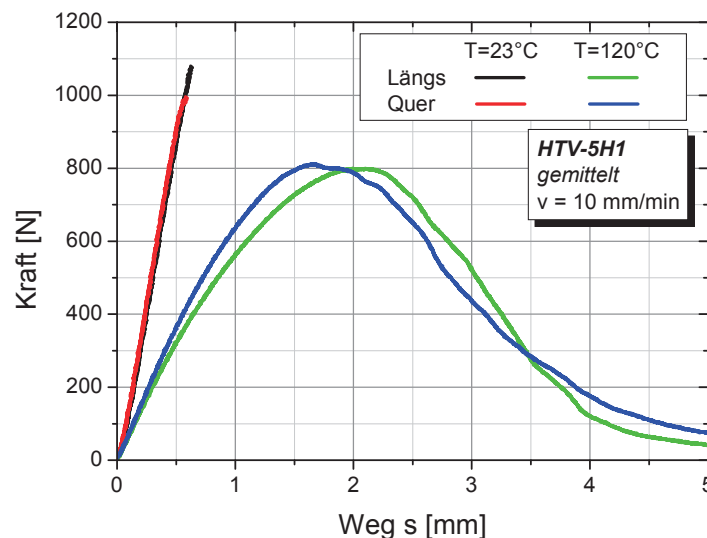


Abb. 8.6: Gemittelte Kraft-Weg-Kurven der durchgeführten  $K_{IC}$ -Versuche

Wie in Abb. 8.6 ersichtlich, weist die CT-Probe aus HTV-5H1 bei Raumtemperatur unabhängig von der Faser-Hauptorientierung gleiche Steifigkeiten auf. Die in Tab. 8.1 und nach der in Abschnitt 5.5.2 beschriebenen Methode ermittelten Bruchzähigkeiten sind bei Raumtemperatur erwartungsgemäß bei Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung höher als bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung. Auffällig ist, dass die Abhängigkeit der Risszähigkeit von der Faser-Hauptorientierung bei einer erhöhten Temperatur, umgekehrt zu jener bei Raumtemperatur ist.

Probe	Bedingung	<i>W</i> mm	<i>B</i> mm	<i>W-a</i> mm	<i>a</i> mm	<i>a/W</i> 1,00	<i>F<sub>max</sub></i> N	<i>f(a/W)</i> -	<i>K<sub>IC</sub></i> MPa√m	<i>K<sub>ICmittel</sub></i> MPa√m
14_O	T23_quer	38	4,0	25,10	12,90	0,34	994	6,22	7,9	8,0
14_U		38	4,0	24,84	13,16	0,35	1002	6,33	8,1	
11_L	T23_längs	38	4,0	25,40	12,60	0,33	1040	6,10	8,1	8,5
11_R		38	4,0	25,28	12,72	0,33	1119	6,15	8,8	
08_O	T120_quer	38	4,0	24,94	13,06	0,34	810	6,29	6,5	6,5
08_U		38	4,0	25,23	12,77	0,34	818	6,17	6,5	
15_L	T120_längs	38	4,0	25,37	12,63	0,33	748	6,11	5,9	6,3
15_R		38	4,0	25,60	12,40	0,33	873	6,02	6,7	

**Tab. 8.1:** Auswertung der für jede Bedingung gemittelten Bruchzähigkeit  $K_{ICmittel}$   
 nach der im Abschnitt 5.5.2 beschriebenen Methode

So weist bei 120 °C, der quer zur Faser-Hauptorientierte beanspruchte Prüfling, eine höhere Steifigkeit sowie auch eine im Mittel geringfügig höhere Bruchzähigkeit auf, als der längs zur Faser-Hauptorientierung beanspruchte. Eine mögliche Ursache für dieses Phänomen, ist das aus der mechanischen Kerbe heraus stattfindende Rissabbiegen, vgl. Abb. 8.5, was einen direkten Vergleich der beiden Belastungsrichtungen nicht ermöglicht. Auch die Streuung der Versuchsergebnisse ist bei Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung durch das Rissabbiegen größer.

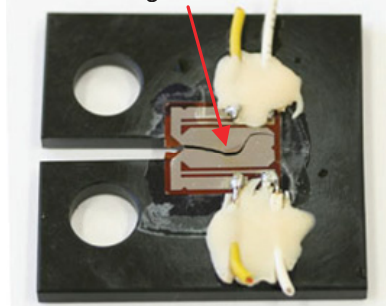
## 8.2. Rissfortschrittsversuche

### 8.2.1. Risslängenmessung über Rissmessfolien

Zur Risslängenmessung über Risslängenmessfolien muss die CT-Probe wie im Abschnitt 5.3.3 beschrieben vorbereitet werden. Die Versuchsdurchführung und Datenaufzeichnung erfolgt nach den in Abschnitt 5.4.3.2 erläuterten Methoden.

Bei einer Prüftemperatur von 120 °C können aufgrund einer zu geringen Hitzebeständigkeit des Klebers (Klebstoff Z70 der Firma Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Darmstadt, D) keine erfolgreichen Messungen mit Rissmessfolien durchgeführt werden. Die Rissmessfolie löst sich vom Probenkörper wie Abb. 8.7 dargestellt. Der Riss in der Risslängenmessfolie folgt nicht der tatsächlichen Rissausbreitung in der CT-Probe.

kurvenförmige Rissausbreitung  
durch die abgelöste Rissmessfolie



**Abb. 8.7:** Rissausbreitung durch die abgelöste Risslängenmessfolie bei einer Temperatur von 120 °C



Wie in Abb. 8.8 ersichtlich, haftet bei 23 °C die Risslängenmessfolie sehr gut an der CT-Probe. Der Riss in der Folie folgt exakt dem Riss an der Probenoberfläche. Weiters zeigt der Werkstoff HTV-5H1 eine gute Beständigkeit (keine Aufweichung oder sonstige Auffälligkeiten) gegenüber dem verwendeten Klebstoff.

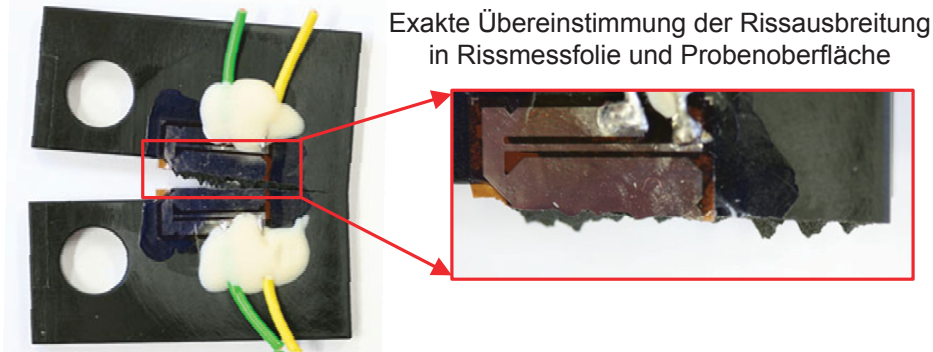


Abb. 8.8: Rissausbreitung durch die Risslängenmessfolie bei einer Temperatur von 23 °C

Die bei Raumtemperatur mittels Rissmessfolie ermittelten Risskinetikkurven des Werkstoffes HTV-5H1 sind in Abb. 8.9 mit optisch ermittelten Messwerten gegenübergestellt. Aufgrund der geringen Anzahl von mit einer Rissmessfolie bestückten CT-Proben, können nur drei Kurven aufgezeichnet werden, wobei wiederum nur bei zwei Proben (Probe 05\_U und Probe 12\_U) optisch ermittelte Daten vorliegen. In Anbetracht der unregelmäßigen Bruchoberfläche, wie in Abb. 8.8 ersichtlich, korrelieren die optisch ermittelten Werte, sehr gut mit den analogen Messwerten der Risslängenmessfolie.

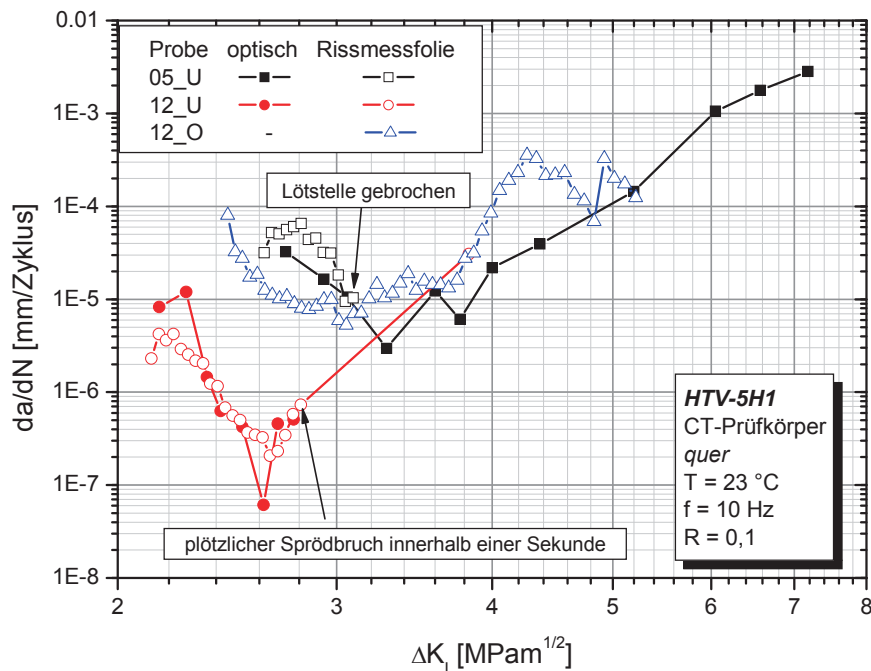


Abb. 8.9: Messergebnisse mittels Rissmessfolie und Vergleich mit den optisch gemessenen Werten

Auffällig ist ein bei steigender Riss Spitzenbeanspruchung vorkommendes Verlangsamen des Risses in der Anfangsphase der Messungen, was mittels der Rissmessfolien verdeutlicht werden kann. Grund hierfür können Riss schließeffekte, Rissbrückenverstärkungen durch die Fasern, werkstoffliche Eigenheiten oder auch Einlaufeffekte, welche aus dem Risswachstum

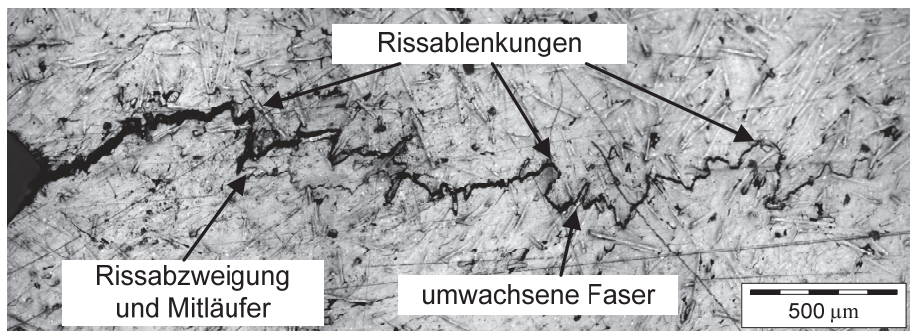
aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe (ohne Anschwingen, kein sauberer scharfer Riss) resultieren, sein. Nach [Sender 2008] können speziell bei Metallen kurze Risse, welche kleiner als die ausbildende plastische Zone sind, häufig ein schnelleres Risswachstum aufweisen als lange Risse. Bei Kunststoffen wurde dieses Verhalten bisher noch nicht so genau untersucht.

Eine weitere interessante Beobachtung ist der spontane Spröbruch der Probe 12\_U bei einer Risswachstumsgeschwindigkeit von  $da/dN = 8 \cdot 10^{-7}$  mm/Zyklus und einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktors von  $\Delta K = 2,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Ursachen für dieses unvorhergesehene Versagen werden nicht vorgefunden. Da die Probe bis zum Bruch  $7 \cdot 10^6$  Lastwechsel aufweist, könnte der spontane Bruch auch auf einer werkstofflichen Ermüdung im Ligament basieren.

### 8.2.2. Rissfortschrittsversuche bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung

Zur Ermittlung der Risskinetikkurve (Paris-Gerade) werden die zyklischen Ermüdungsversuche wie im Abschnitt 5.4.3.2 beschrieben, an 4 bis 5 CT-Proben je Versuchbedingung durchgeführt. Die Ermittlung der Paris-Geraden sowie die Bestimmung deren Konstanten (Parisgesetz Glg. (3.18)) erfolgt nach der im Abschnitt 5.5.3 erläuterten Vorgehensweise.

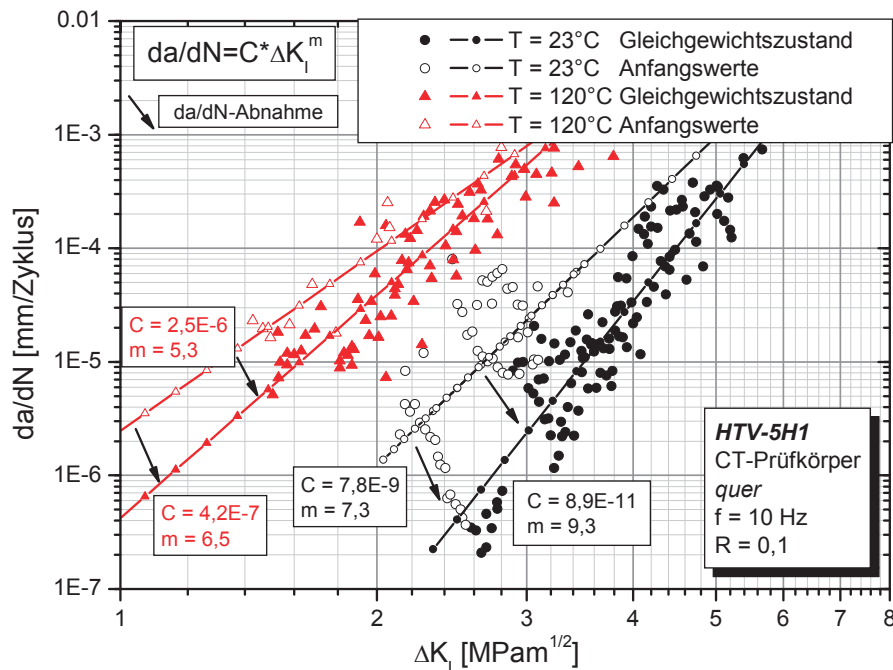
Die Ausbreitung des Risses erfolgt stets wie in Abb. 8.10 ersichtlich. Die Aufnahme wird mit einem Auflichtmikroskop (Typ: BX51M der Firma Olympus, Wien, A) und einer digitalen Farbmikroskopkamera (Typ: Color View I, der Firma Olympus, Wien, A) unter 10-facher Vergrößerung aufgenommen. Typisch für das Risswachstum sind zahlreiche Rissablenkungen durch Fasern, sowie Rissabzweigungen an denen neben dem Hauptriss kurze Mitläuferrisse wachsen. Weiters ist auch teilweise das Umwachsen der Fasern bzw. das anschließende Ausziehen der Faser zu erkennen. In [Lang, Manson et al. 1987] wird an einem kgfv Polyamid eine ähnliche zick-zack-förmige Rissausbreitung, bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung, festgestellt.



**Abb. 8.10:** Typische Rissausbreitung durch den CT-Prüfkörper mit Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung

In Abb. 8.11 sind die Ergebnisse des bruchmechanischen Ermüdungsversuches bei einer Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Wie bereits oben (vgl. Abschnitt 8.2.1) erläutert, ist sowohl bei 23 °C als auch bei

120 °C im Anfangsbereich, aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus, eine Abnahme der Rissgeschwindigkeit bis hin zum Erreichen eines Gleichgewichtszustandes zu beobachten. Aus diesem Grund werden für jedes Temperaturniveau zwei Paris-Geraden welche den Einlaufbereich, sowie den Gleichgewichtszustand beschreiben, ausgewertet. Grundsätzlich zeigen die Risskinetikkurven im Anfangsbereich einen etwas flacheren Verlauf als im Gleichgewichtszustand. Diese Steigungsänderung ist aber speziell bei 120 °C aufgrund der geringen Anzahl der Messpunkte mit einer gewissen Unsicherheit verbunden. Weiters weist der Werkstoff bei einer Temperatur von 120 °C ein deutlich schlechteres Verhalten auf als bei 23 °C. Die Koeffizienten des Parisgesetzes sind in Abb. 8.11 zur jeweiligen Paris-Geraden notiert.



**Abb. 8.11:** Ergebnisse des bruchmechanischen Ermüdungsversuches mit Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung bei 23 °C und 120 °C

Eine Schwellwertmessung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{th}$  wird aufgrund der langen Prüfzeiten im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt. Stattdessen wird der Schwellwert aus den vorliegenden Risskinetikkurven (Anfangswerte) mit  $\Delta K_{th} \approx 1,0$  bei  $T = 23 \text{ °C}$  und  $\Delta K_{th} \approx 0,4$  bei  $T = 120 \text{ °C}$  abgeschätzt.

### 8.2.2.1. Einfluss der Trocknung auf die Risskinetikkurve von HTV-5H1

Während eines Risskinetikversuches bei einem Startwert von  $\Delta K = 0,95$  wird über einen Zeitraum von fünf Tagen keine Rissausbreitung festgestellt. Stattdessen kommt es zu einer Trocknung des Werkstoffes in der Prüfkammer. Der Einfluss dieser 120 h langen Trocknung des Werkstoffes HTV-5H1 bei einer Temperatur von  $T = 120 \text{ °C}$  ist in Abb. 8.12 dargestellt. Sämtliche Daten der Paris-Geraden des getrockneten Werkstoffes werden mit einer Probe (Probe 10\_O) bei unterschiedlichen Belastungen ermittelt. Der trockene Werkstoff weist mit einer um den Faktor 10 niedrigeren Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  (Verschiebung zu um ca. 40 % höhere  $\Delta K$ -Werten), ein deutlich besseres Ermüdungsverhalten auf als der konditionierte. Die Steigung der Geraden bleibt bei einer Trocknung allerdings unverändert.

Auch in [Guster 2009] ist speziell bei Beanspruchung längs zur Faser-Hauptorientierung ein derartiges Verhalten anhand von Wöhlerversuchen am Werkstoff HTV-5H1 nachgewiesen. Die Festigkeitssteigerung beträgt im Wöhlerversuch ca. 10 %. Bei Beanspruchung quer zur Faser-Hauptorientierung kann in [Guster 2009] hingegen keine Festigkeitssteigerung durch Trocknung vorgefunden werden.

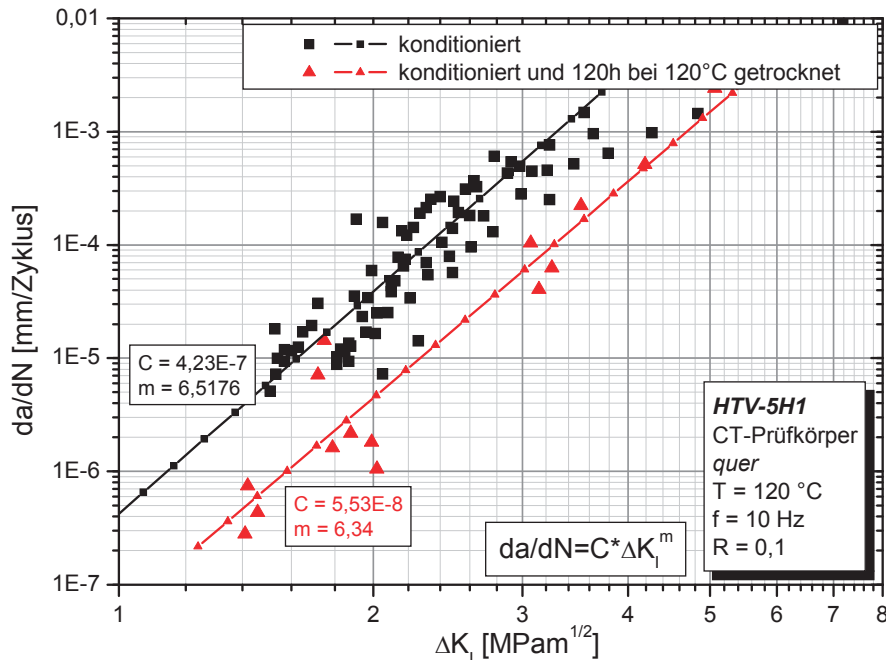
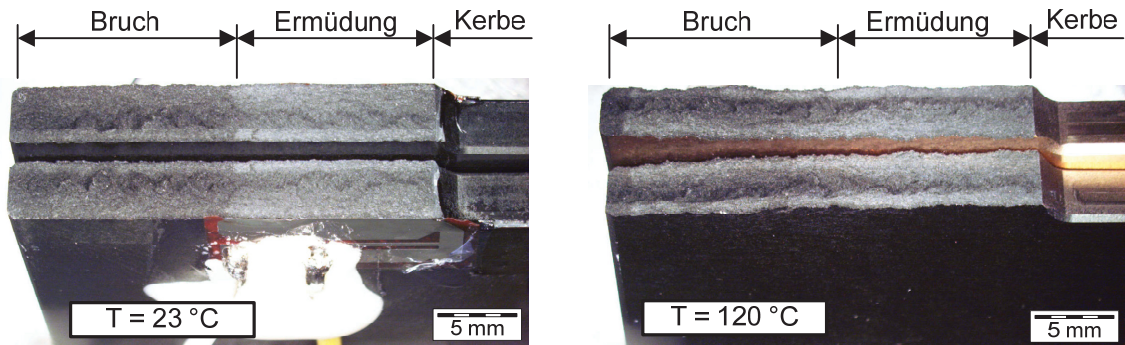


Abb. 8.12: Einfluss der Trocknung auf die Risskinetikkurve von HTV-5H1

### 8.2.2.2. Bruchflächenanalyse

In Abb. 8.13 sind die makroskopischen Aufnahmen der Bruchoberflächen des CT-Prüfkörpers bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung und einer Temperatur von 23 °C bzw. 120 °C dargestellt. In beiden Fällen ist der Übergang vom Ermüdungsbereich in den Bruchbereich deutlich zu erkennen. Beim Ermüdungsvorgang werden unter Zugbelastung Fasern aus der Matrix gezogen, welche beim Riss schließen unter Druckbelastung, durch die Rissflanken gebrochen und zerrieben werden (vgl. [Lang, Manson et al. 1987; Novotny 1997]). Dieser Faserstaub ist in den makroskopischen Bildern an den weiß schimmernden Bruchflächen zu erkennen. Weiters spiegelt sich der morphologische Schichtaufbau in den Bruchflächen wider, wobei die hochorientierte Scherzone am Rand, bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung eine glatte, die Kernzone in der Probenmitte eine raue Bruchoberfläche aufweist. Die Restbruchflächen bilden die gleichen Strukturen wie beim Risszähigkeitsversuch (vgl. Abschnitt 8.1.1) aus, wobei bei 23 °C ein spontaner Sprödebruch mit zackenförmiger Bruchfläche und bei 120 °C ein zäher Bruch mit zerklüftet rauhen Flächen zu erkennen ist. Ergänzend zu den makroskopischen Aufnahmen werden REM-Aufnahmen von den in Abb. 8.13 dargestellten Bruchflächen aufgenommen.

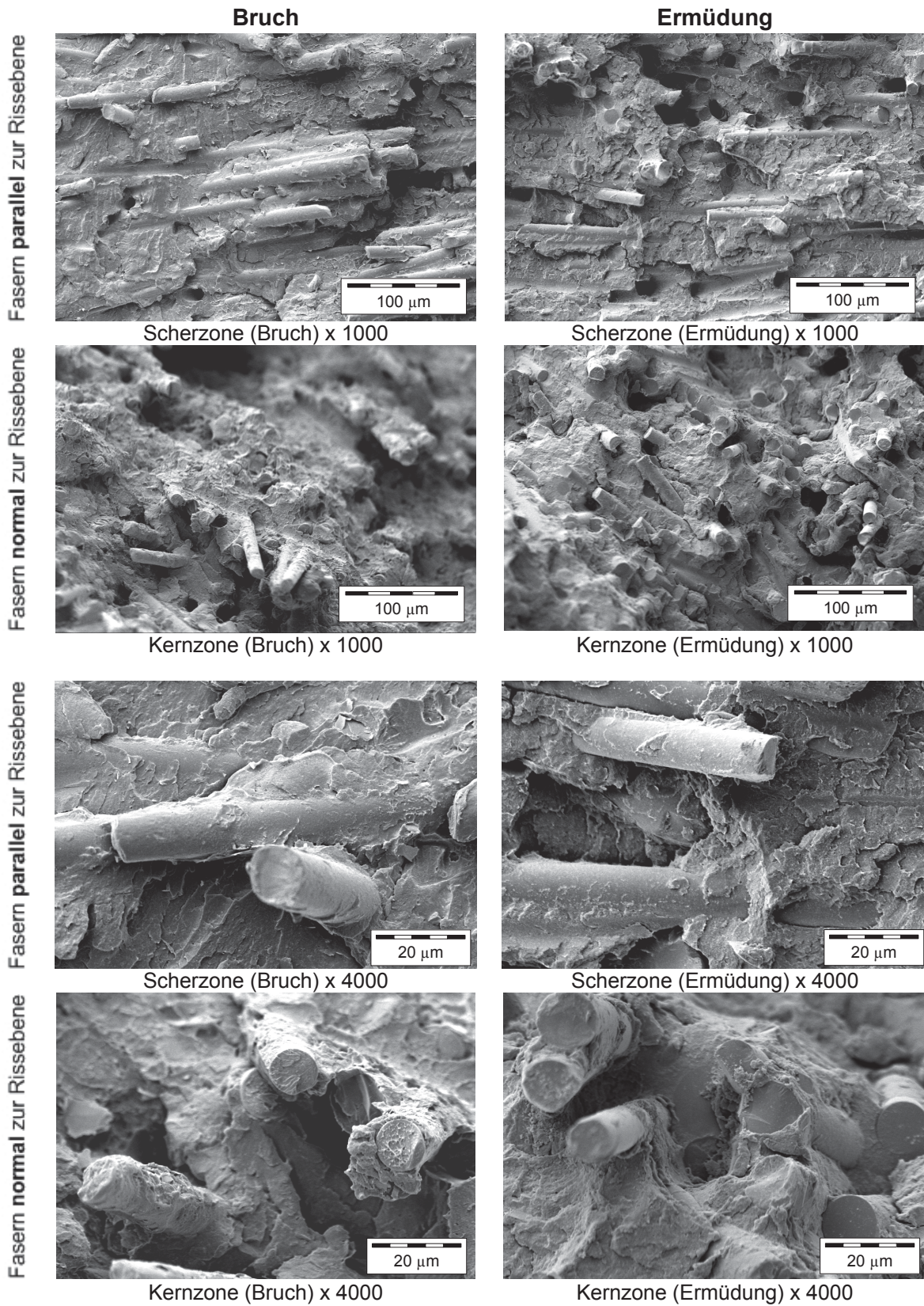


**Abb. 8.13:** Makroskopische Aufnahmen der Bruchoberflächen des CT-Prüfkörpers nach einem Risskinetikversuch mit Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung bei 23 °C (links) und 120 °C (rechts)

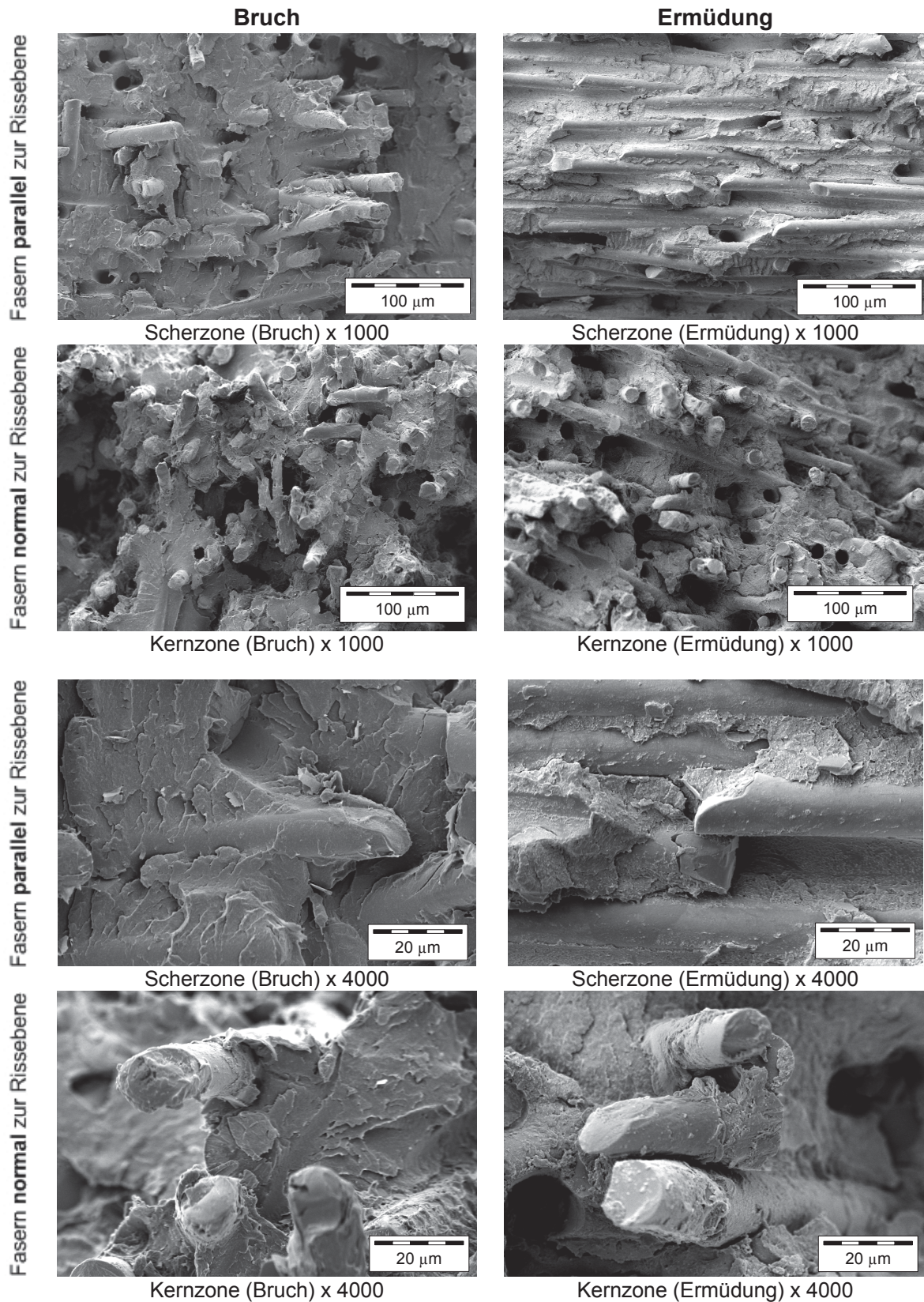
In Abb. 8.14 und Abb. 8.15 sind die mit einem REM, an den in Abb. 5.16 dargestellten Stellen der CT-Probe bei einer Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung, bei 23 °C und 120 °C ersichtlich. Die Bruchbilder stellen einen Vergleich bezüglich des Bruchvorganges (Ermüdungsbruch und Gewaltbruch) und der Lokalität (Scherzone oder Kernzone) bei zwei unterschiedlichen Vergrößerungen dar.

Generell kann in Bezug auf den Bruchvorgang (Ermüdungsbruch oder Gewaltbruch) bei 23 °C ein etwas spröderes Verhalten der Matrix vorgefunden werden als bei 120 °C. Die Bruchfläche ist bei 23 °C etwas feinstrukturierter, während sie bei 120 °C etwas glatter und verschmierter (mikroduktile) ist. Bei beiden Temperaturniveaus sind nur geringe plastische Deformationen der Matrix zu erkennen. Weiters deuten die im Vergleich zu PA6-2-GF30 [Zahrt 2003] relativ kurzen und gebrochenen Faserenden an der Bruchoberfläche, welche noch teilweise mit Matrix benetzt sind, auf ein Brechen der Fasern während des sog. Riss-schließens, sowie auf eine relativ gute Faser-Matrix-Haftung hin.

Die Vorzugsrichtung der Faserorientierung wird in den Übersichtsbildern verdeutlicht. In der Scherzone sind die Glasfasern vorwiegend parallel zur Bruchfläche angeordnet, was zur Ausbildung einer ebenen Bruchoberfläche führt. Die Matrix zeigt durch die etwas glatter ausgeprägte Bruchfläche beim instabilen Risswachstum ein spröderes Bruchverhalten als bei zyklischer Ermüdung. Während beim stabilen Risswachstum eine durchgehende Bruchfläche vorzufinden ist, bilden sich beim instabilen Bruch zusätzlich Absätze und clusterförmige Faserbündel in der Bruchfläche aus, welche speziell bei 120 °C deutlich zu erkennen sind. In der Kernzone sind die Fasern großteils normal zur Bruchoberfläche angeordnet. Die Bruchfläche weist eine sehr unregelmäßige und zerklüftete Struktur auf. Speziell bei 120 °C sind im Bereich der instabilen Rissausbildung große Löcher und Klüfte in der Matrix vorzufinden.



**Abb. 8.14:** Mikroskopische Bruchflächen von HTV-5H1 bei Raumtemperatur und Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung, bei zwei unterschiedlichen Vergrößerungen mit stabiler (Ermüdung; ca.  $3 \cdot 10^{-5}$  mm/Zyklus) und instabiler (Bruch) Rissausbreitung am Probenrand (Scherzone) und in der Probenmitte (Kernzone)



**Abb. 8.15:** Mikroskopische Bruchflächen von HTV-5H1 bei 120 °C und Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung, bei zwei unterschiedlichen Vergrößerungen mit stabiler (Ermüdung; ca. 10-5 mm/Zyklus) und instabiler (Bruch) Rissausbreitung am Probenrand (Scherzone) und in der Probenmitte (Kernzone)

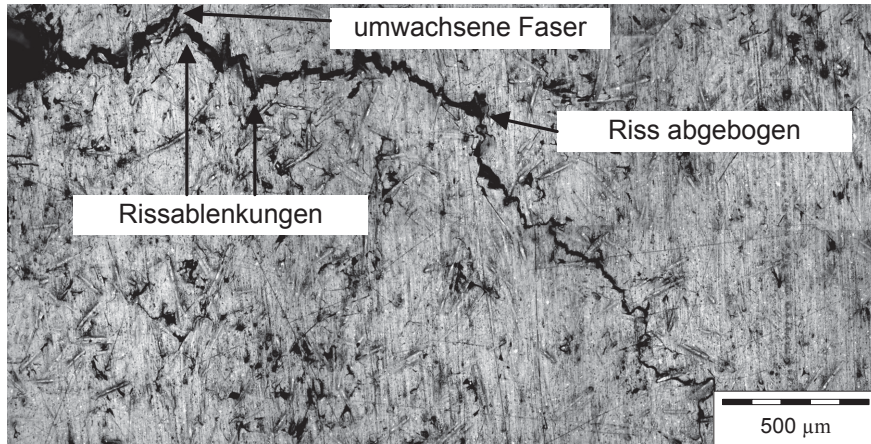
Der auf der ganzen Bruchfläche dominierende Versagensmechanismus ist das Ablösen der Matrix von den Fasern bei anschließendem Faserauszug und Matrixbruch. Zu erkennen ist dies an den teilweise „nackten“ Fasern bzw. an den vorzufindenden Löchern in der Matrix. Bei zyklischen Belastungen kommt es aufgrund von unterschiedlicher Steifigkeiten zwischen Faser und Matrix, und den daraus resultierenden Schubspannungen in den Kontaktflächen, zu einem Ablösen der Faser von der Matrix. Ausgehend von einer Schwachstelle in der Faser-Matrix-Haftung wächst der Riss entlang der Faser und pflanzt sich durch die Matrix, bis zum Auftreffen auf die nächste Faser fort. Weiters entstehen noch, speziell bei normal zur Bruchoberfläche orientierten Fasern, Mikroholräume durch Crazeinitiation an den Faserenden, welche mit zunehmender Zyklenzahl größer werden und in weiterer Folge zu makroskopischen Rissen zusammenwachsen. Diese Versagensmechanismen werden bereits in [Lang, Manson et al. 1987; Friedrich and Karger-Kocsis 1989; Novotny 1997; Zahnt 2003] vorgefunden und sind typisch für kgfv Kunststoffe.

### **8.2.3. Rissfortschrittsversuche bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung**

Zur Ermittlung der Risskinetikkurve (Paris-Gerade) werden die zyklischen Ermüdungsversuche, wie in Abschnitt 5.4.3.2 beschrieben, an 5 bis 6 CT-Proben je Versuchbedingung direkt aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus durchgeführt. Die Ermittlung der Paris-Geraden sowie die Bestimmung deren Konstanten (Parisgesetz Glg. (3.18)) erfolgt nach der in Abschnitt 5.5.3 erläuterten Methode.

Die typische Ausbreitung des Risses an der Probenoberfläche bei einer Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung erfolgt wie in Abb. 8.16 dargestellt. Die Aufnahme wird mit einem Auflichtmikroskop (Typ: BX51M der Firma Olympus, Wien, A) und einer digitalen Farbmikroskopkamera (Typ: Color View I, der Firma Olympus, Wien, A) unter 10-facher Vergrößerung aufgenommen. Typisch für das Risswachstum sind ähnlich wie bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung (vgl. Abschnitt 8.2.2), Rissablenkungen zufolge Fasern bzw. teilweise vom Riss umwachsene und ausgezogene Fasern. Messungen zur Ermittlung der Risskinetikkurve sind nur in den ersten 1 bis 1,5 mm des Risswachstums möglich, da der Riss bei weiterer Ausbreitung zur Fließrichtung hin (Richtung Faser-Hauptorientierung) abbiegt, vgl. Abb. 8.16. In der Probenmitte (Kernzone) biegt der Riss, wie in Abb. 8.18 ersichtlich, direkt nach der Kerbe in Richtung Faser-Hauptorientierung ab, was die Gültigkeit der ermittelten Risskinetikdaten in Frage stellt.





**Abb. 8.16:** Typische Rissausbreitung durch den CT-Prüfkörper bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung

In Abb. 8.17 sind die Ergebnisse des bruchmechanischen Ermüdungsversuches bei Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung und einer Temperatur von 23 °C bzw. 120 °C dargestellt. Aufgrund der zuvor beschriebenen Rissablenkung in Richtung Faser-Hauptorientierung, kann keine durchgehende Risskinetikkurve aufgenommen werden. Stattdessen werden mehrere Versuche (fünf bei  $T = 120$  °C, sechs bei  $T = 23$  °C) bei unterschiedlichen Startwerten des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  durchgeführt.

Wie bereits erläutert, zeigt der Werkstoff HTV-5H1 auch bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung bei beiden Temperaturniveaus eine Abnahme der Rissgeschwindigkeit. Die  $da/dN$ -Abnahme erfolgt bis hin zum Abbiegen des Risses in Faser-Hauptorientierung, ohne Erreichen eines Gleichgewichtszustandes wie er bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung vorzufinden ist. Bei einer erhöhten Temperatur von  $T = 120$  °C weist der Werkstoff ein deutlich schlechteres Materialverhalten auf, was sich in einer Verschiebung nach links zu ca. 50 % niedrigeren  $\Delta K$ -Werten bemerkbar macht. Aufgrund der deutlich höheren Steigung bei  $T = 120$  °C, welche durch die geringe Anzahl der Messpunkte mit einer gewissen Unsicherheit verbunden ist, nähert sich die Paris-Gerade bei langsamen Rissgeschwindigkeiten jener an, die bei  $T = 23$  °C ermittelt wird. Die Koeffizienten des Parisgesetzes sind in Abb. 8.17 zur jeweiligen Paris-Geraden notiert.

Eine Schwellwertmessung, des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{th}$  wird aufgrund der langen Prüfzeiten im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt. Stattdessen wird der Schwellwert aus den vorliegenden Risskinetikkurven mit  $\Delta K_{th} \approx 1,2$  bei  $T = 23$  °C und  $\Delta K_{th} \approx 0,8$  bei  $T = 120$  °C abgeschätzt.

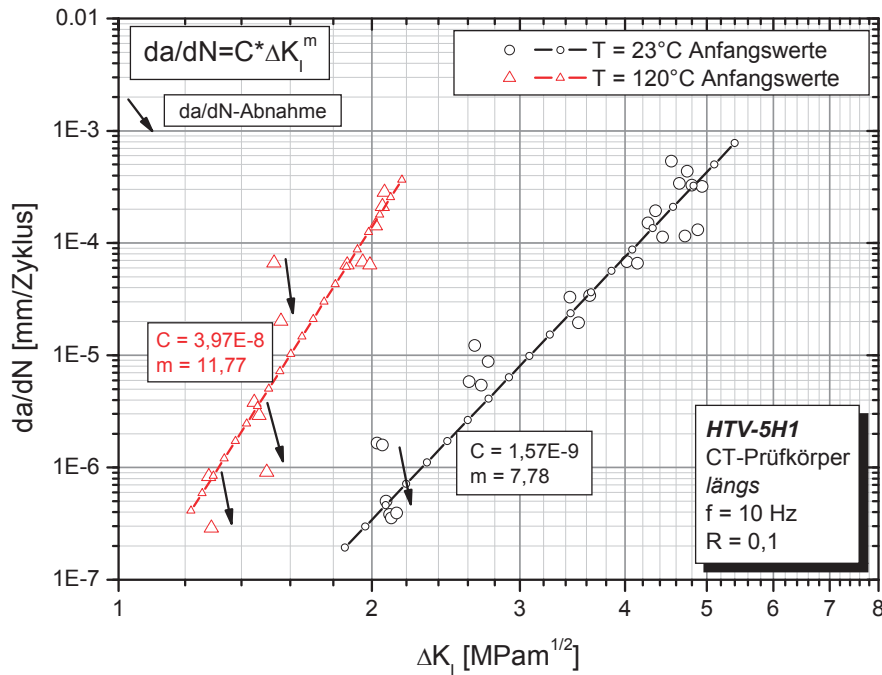


Abb. 8.17: Ergebnisse des bruchmechanischen Ermüdungsversuches bei einer Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung bei 23 °C und 120 °C

### 8.2.3.1. Bruchflächenanalyse

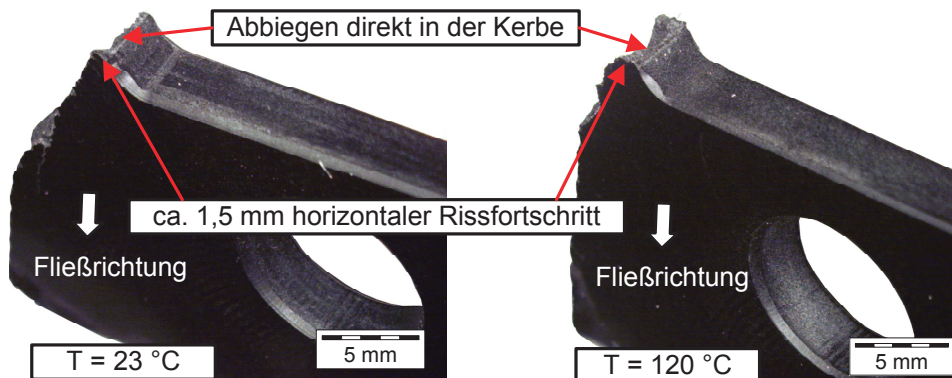


Abb. 8.18: Makroskopische Aufnahmen der CT-Prüfkörper nach einem Risskinetikversuch bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung bei 23 °C (links) und 120 °C (rechts)

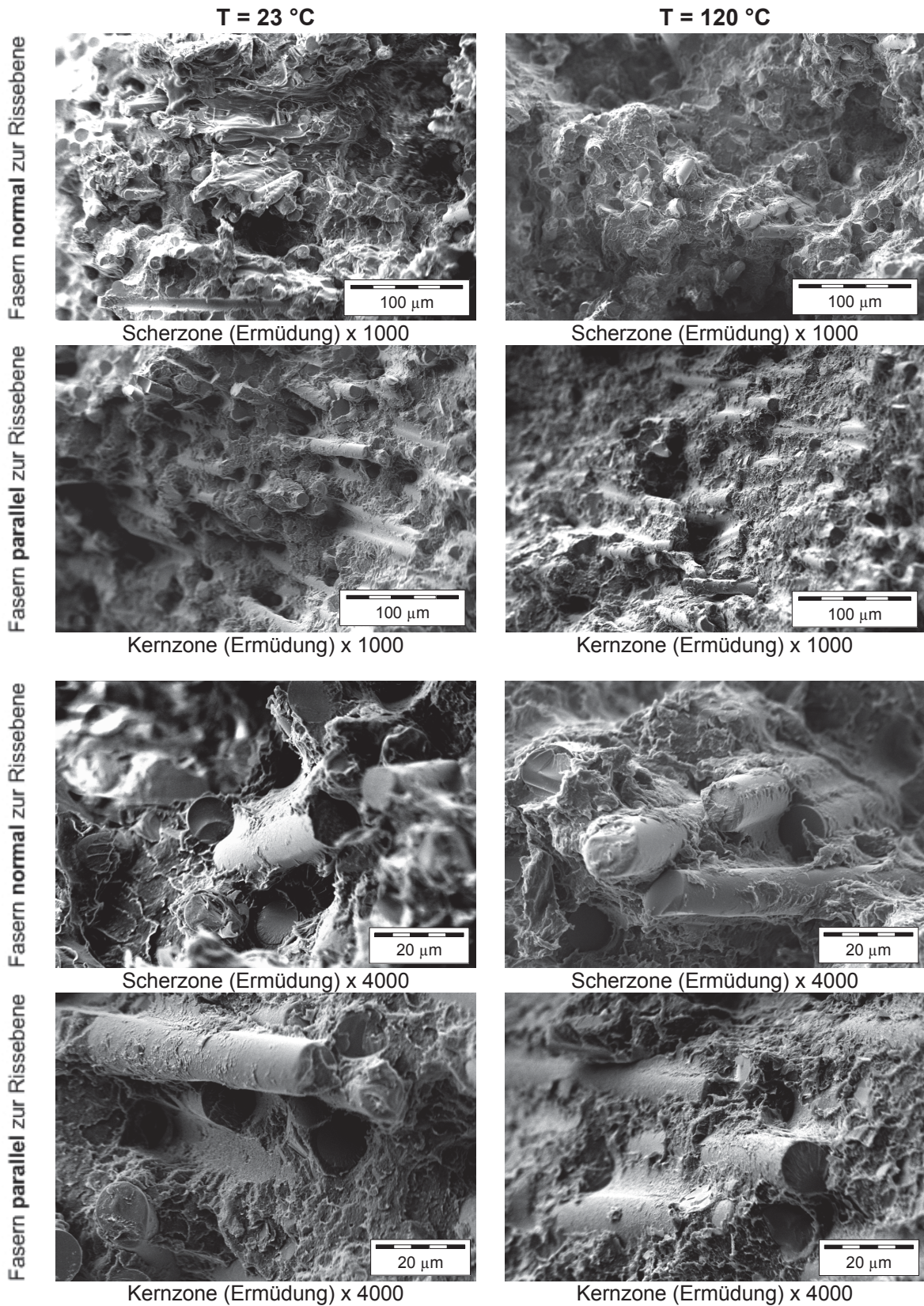
In Abb. 8.18 sind die makroskopischen Bruchbilder der CT-Proben nach einem zyklischen Risskinetikversuch bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung und einer Temperatur von 23 °C bzw. 120 °C dargestellt. Bei beiden Temperaturniveaus biegt der Riss aus der Sollbruche Ebene, in Richtung der Faser-Hauptorientierung ab., weshalb keine makroskopische Beurteilung der Bruchfläche durchgeführt werden kann. Anzumerken ist, dass in den oberflächennahen Bereichen eine kurze (ca. 1 bis 2 mm) horizontale Rissausbreitung stattfindet, auf deren Basis die Risskinetikdaten ermittelt werden. In der Kernzone hingegen erfolgt keine horizontale Rissausbreitung, sondern eine Rissablenkung direkt aus der Kerbe heraus.

In Abb. 8.19 sind die mit einem REM, an den in Abb. 5.16 dargestellten Stellen der CT-Probe bei einer Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung, bei 23 °C ( $\Delta K \approx 3,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) und 120 °C ( $\Delta K \approx 1,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) ersichtlich. Die Bruchbilder stellen einen Vergleich bezüglich

der Lokalität (Scherzone oder Kernzone) bei zwei unterschiedlichen Vergrößerungen dar. Aufgrund des Rissabbiegens können in der Kernzone keine Aufnahmen in der Sollbruchebene gemacht werden (Schräglage des Bildes).

Die Vorzugsrichtung der Faserorientierung wird in den Übersichtsbildern verdeutlicht. In der Scherzone sind die Glasfasern vorwiegend normal zur Bruchfläche ausgerichtet. Die Kernzone weist eine Faser-Hauptorientierung parallel zur Bruchfläche auf, wobei beachtet werden muss, dass diese winkelig auf die Sollbruchebene steht. Auffällig ist die in der Scherzone auftretende große plastische Verformung der Matrix bei 23 °C und einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $3,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Dabei handelt es sich um lokale Effekte welche in einer sehr zerklüfteten Struktur zu erkennen sind. Generell sind auch die bei beiden Temperaturniveaus auftretenden plastischen Matrixverformungen in der Scherzone etwas größer als in der Kernzone. Das Werkstoffversagen erfolgt in der Scherzone durch Faserauszug und anschließendem Matrixbruch, was an den teilweisen „nackten“ herausragenden Fasern und an den Löchern in der Matrix erkennbar ist. Die relativ kurz herausragenden Fasern und die teilweise noch erkennbaren Faserbruchstücke (speziell in der Scherzone bei 120 °C und 1000-facher Vergrößerung), deuten auf ein Brechen der Fasern nach ihrem Auszug durch das sog. Riss schließen hin. Auch in der Kernzone versagt der Werkstoff aufgrund des Ablösen der Matrix von der Faser.

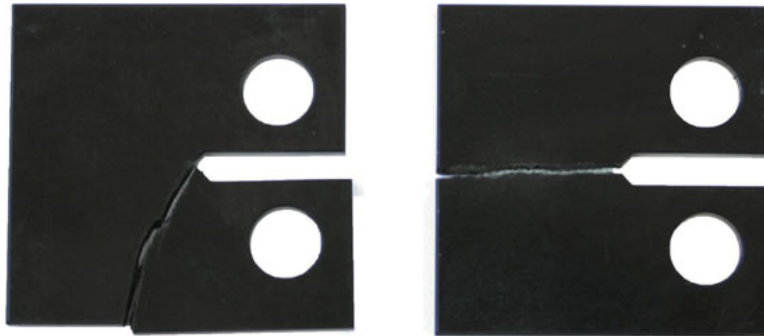
Der Versagensmechanismus welcher zur Rissinitiierung und zum Risswachstum führt ist wiederum ein Ablösen der Matrix von den Fasern und ein anschließender Faserauszug und Matrixbruch, wie auch in Abschnitt 8.2.2.2 bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung vorgefunden. Hierbei löst sich bei zyklischen Belastungen, aufgrund unterschiedlicher Steifigkeiten zwischen Faser und Matrix und den daraus resultierenden Schubspannungen in den Kontaktflächen, die Faser von der Matrix ab. Ausgehend von einer Schwachstelle in der Faser-Matrix-Haftung wächst der Riss entlang der Faser und pflanzt sich durch die Matrix, bis zum Auftreffen auf die nächste Faser fort. Weiters entstehen noch, speziell bei normal zur Bruchoberfläche orientierten Fasern, Mikroholräume durch Crazeinitiierung an den Faserenden, welche mit zunehmender Zyklenzahl größer werden und in weiterer Folge zu makroskopischen Rissen zusammenwachsen. Diese Versagensmechanismen werden bereits in [Lang, Manson et al. 1987; Friedrich and Karger-Kocsis 1989; Novotny 1997; Zahnt 2003] vorgefunden und sind typisch für kgfv Kunststoffe.



**Abb. 8.19:** Mikroskopische Bruchflächen von HTV-5H1 bei Raumtemperatur bzw. 120 °C und einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung, bei zwei unterschiedlichen Vergrößerungen mit stabiler (Ermüdung; ca.  $2 \cdot 10^{-5}$  mm/Zyklus bei 23 C und  $2 \cdot 10^{-6}$  mm/Zyklus bei 120 C) Rissausbreitung am Probenrand (Scherzone) und in der Probenmitte (Kernzone)

### 8.2.4. Vergleich der Rissfortschrittsversuche längs und quer zur Faser-Hauptorientierung

Der Verlauf der Rissausbreitung durch den CT-Prüfkörper im zyklischen Ermüdungsversuch, bei einer Belastung längs bzw. quer zur Faser-Hauptorientierung, ist in Abb. 8.20 dargestellt. Während der Riss bei einer zyklischen Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung aus der Sollbruchebene (normal zur Belastungsrichtung) in Richtung Faser-Hauptorientierung abbiegt, wächst er bei einer Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung nahezu geradlinig durch die Sollbruchebene des CT-Prüfkörpers. Durch das Rissabbiegen liegen bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung nur Messdaten im Anfangsbereich (aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus) vor. Da dadurch bei den Messungen mit Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung kein Gleichgewichtszustand erreicht wird, kann kein Vergleich zwischen den beiden unterschiedlichen Orientierungszuständen bei konstanten Verhältnissen aufgestellt werden. Stattdessen können nur Vergleiche mit den jeweiligen Anfangswerten aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe durchgeführt werden.



**Abb. 8.20:** Darstellung der Rissausbreitung durch den CT-Prüfkörper bei zyklischer Belastung längs (links) und quer (rechts) zur Faser-Hauptorientierung

#### 8.2.4.1. Vergleich der Paris-Geraden generiert durch die Anfangswerte

Abb. 8.21 zeigt die Risskinetikkurven, aus den Anfangswerten (ersten drei bis vier mm Rissausbreitung, aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe) der jeweiligen zyklischen Versuche bei unterschiedlichen Prüfbedingungen. Generell weist der Werkstoff bei erhöhter Temperatur ( $T = 120\text{ °C}$ ) ein deutlich schlechteres Materialverhalten auf. Bei  $T = 23\text{ °C}$  verhält sich der quer zur Faser-Hauptorientierung beanspruchte Werkstoff in Bezug auf die Rissausbreitung etwas schlechter als der längs beanspruchte. Die Steigung bleibt bei  $23\text{ °C}$  hingegen unverändert. Bei erhöhter Temperatur ( $T = 120\text{ °C}$ ) weist der längs beanspruchte Werkstoff eine deutlich größere Steigung auf. Somit kann gesagt werden, dass das Risswachstumsverhalten des längs beanspruchten unter einer Rissgeschwindigkeit von  $da/dN = 8 \cdot 10^{-5}$  deutlich besser und darüber deutlich schlechter ist als bei dem quer zur Faser-Hauptorientierung beanspruchten Werkstoff. Aufgrund der speziell bei  $120\text{ °C}$  geringen Anzahl von Messpunkten, welche mittels einer optischen Risslängenmessung erfasst werden (vgl. Abschnitt 5.4.3), ist die Steigung der Paris-Geraden eher kritisch zu betrachten.

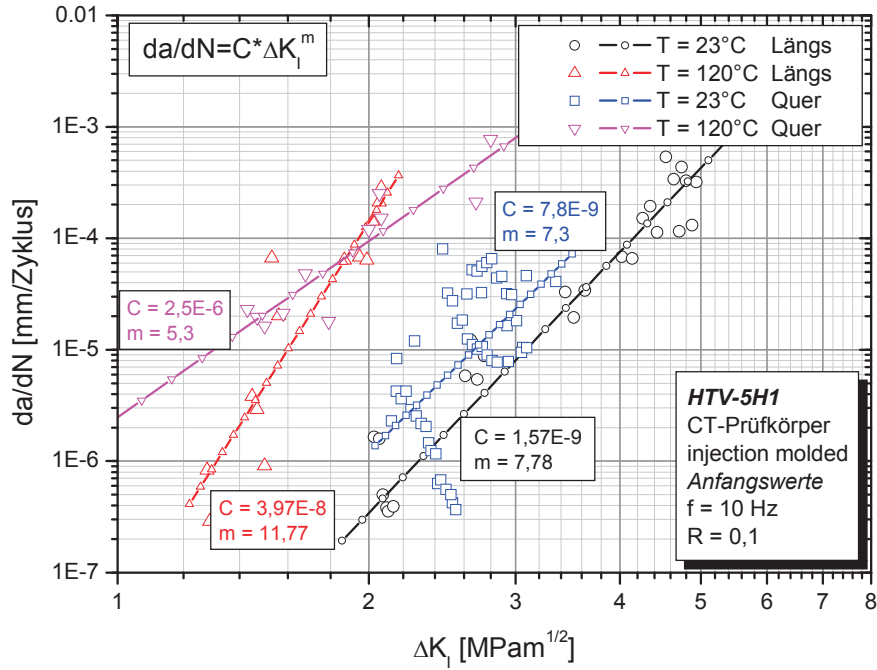
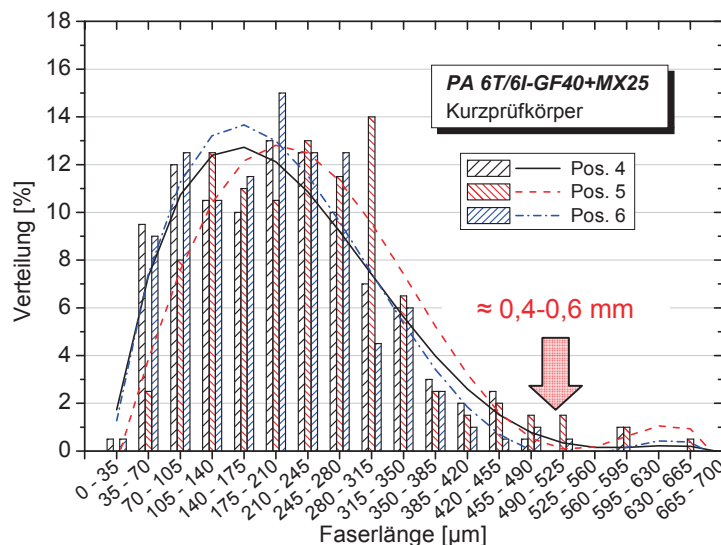


Abb. 8.21: Vergleich der Paris-Geraden im Bereich der Einlaufphase aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe bei unterschiedlichen Versuchsbedingungen

## 9. Korrelation zwischen spannungsbasierendem und bruchmechanischem Ermüdungsansatz

Im folgenden Abschnitt wird die Korrelation zwischen dem spannungsbasierenden- und bruchmechanischen Ermüdungsansatzes untersucht, vgl. Abschnitt 3.4. Die Bereiche der jeweiligen Ermüdungscharakterisierung, welche in den Korrelationsuntersuchungen miteinander verglichen werden, sind in Abb. 3.15 dargestellt. Zur Abschätzung der Wöhlerdaten und der Fehlergröße im Werkstoff (Faserlängen) werden vorwiegend Versuchsergebnisse aus [Guster 2009] herangezogen.

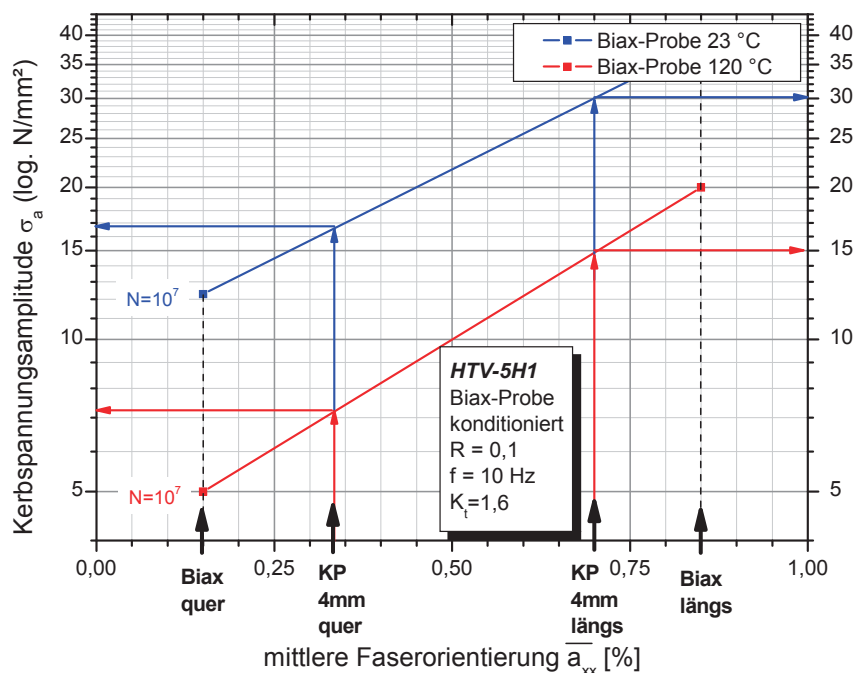
In Abb. 9.1 ist die Faserlängenverteilung an unterschiedlichen Positionen eines aus einer spritzgegossenen Platte (100x100x4 mm) herausgefrästen Kurzprüfkörpers dargestellt. Der im Rahmen der Morphologieuntersuchungen in [Guster 2009] charakterisierte Werkstoff PA 6T/6I-GF40+MX25 hat den gleichen Matrixwerkstoff wie HTV-5H1, weist aber mit 40 Gew. % einen geringeren Faseranteil auf und ist zusätzlich mit 25 Gew. % Füllstoff versehen. Aufgrund des gleichen Herstellungsprozesses und des sehr ähnlichen Werkstoffes, wird für den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoff eine annähernd gleiche Faserlängenverteilung angenommen. Die maximale Fehlergröße in der Probenmitte wird somit mit 0,4 bis 0,6 mm festgelegt.



**Abb. 9.1:** Faserlängenverteilung an unterschiedlichen Positionen im Kurzprüfkörper (Pos. 5 Probenmitte, Pos. 4 und Pos. 6 Übergang Schaft-Einspannung), bei PA 6T/6I-GF40+MX25 [Guster 2009]

Die zur bruchmechanischen Charakterisierung verwendeten CT-Prüfkörper werden aus spritzgegossenen Platten gefräst, vgl. Abschnitt 5.3.3. Im Rahmen dieser Arbeit werden keine Wöhlerversuche mit Prüfkörpern aus derartigen Platten durchgeführt. Stattdessen werden zur Abschätzung der Wöhlerdaten Versuchsergebnisse aus [Guster 2009] herangezogen. In [Guster 2009] werden zur Beschreibung der Schwingfestigkeit in Abhängigkeit der mittleren Faserorientierung  $\bar{\alpha}_{xx}$  sog. Kurzprüfkörper (KP) und sog. BIA-X-Proben aus PA 6T/6I-GF40+MX25 verwendet. Die sog. Kurzprüfkörper entstammen aus

spritzgegossenen Platten bei einer Belastungsrichtung längs und quer zur Faser-Hauptorientierung, wobei die Entnahmeposition und somit die mittlere Faserorientierung vergleichbar mit den in dieser Arbeit untersuchten CT-Proben ist. Die zur Korrelationsuntersuchung notwendigen Schwingfestigkeitsdaten müssen demnach mit gleicher mittlerer Faserorientierung wie der sog. Kurzprüfkörper ermittelt werden. Schwingfestigkeitsdaten für den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoff HTV-5H1 werden in [Guster 2009] nur anhand von sog. BIAX-Proben bei unterschiedlichen Prüfbedingungen (längs, quer, 23 °C, 120 °C) ermittelt. Zur Abschätzung der für die Korrelationsuntersuchungen notwendigen Schwingfestigkeit ( $N = 10^7$ ), wird somit über den in [Guster 2009] nachgewiesenen linearen Zusammenhang zwischen Schwingfestigkeit und mittlerer Faserorientierung im einfach logarithmischen Maßstab ( $\log \sigma_a$  vs.  $\bar{a}_{xx}$ ), ein fiktiver Kurzprüfkörper eingeführt, vgl. Abb. 9.2.



**Abb. 9.2:** Ermittlung der Schwingfestigkeitswerte ( $N = 10^7$ ) für den fiktiven Kurzprüfkörper, über die nach [Guster 2009] lineare Beziehung zwischen Spannungsamplitude und mittlerer Faserorientierung im einfach logarithmischen Maßstab

Da der Werkstoff HTV-5H1 bei allen Kerbformen der Umlaufbiegeversuche mit  $k = 8$  bis  $9$ , vgl. Abb. 7.4 sowie bei den Versuchen mit der BIAX-Probe längs zur Faser-Hauptorientierung mit  $k = 10$  annähernd die gleiche Neigung der Wöhlerlinie aufweist vgl. [Guster 2009], wird in erster Näherung für den fiktiven Kurzprüfkörper die Wöhlerlinienneigung der BIAX-Probe angenommen. Die aus den Versuchsdaten der BIAX-Probe ([Guster 2009]) kalkulierten Wöhlerlinien für den fiktiven Kurzprüfkörper, sind in Abb. 9.3 dargestellt.



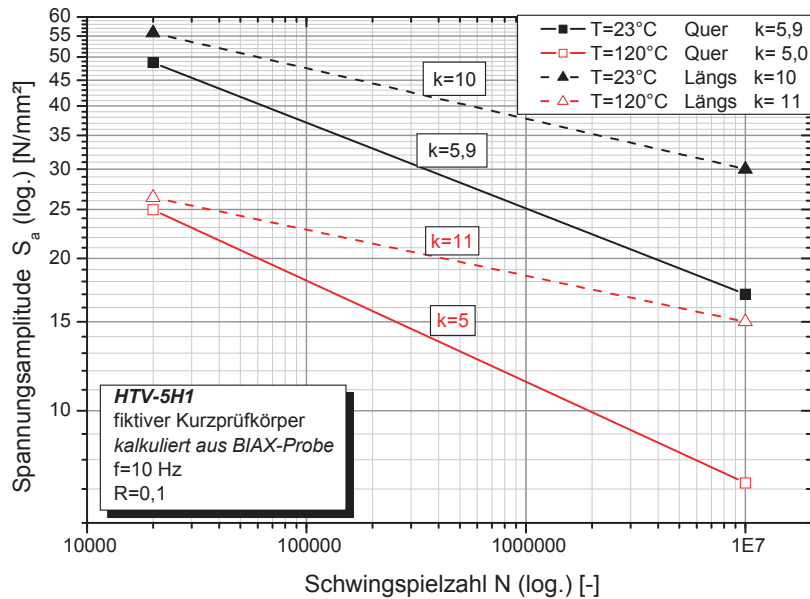


Abb. 9.3: Aus den Versuchsergebnissen der BIAx-Probe kalkulierte Wöhlerlinien für den fiktiven Kurzprüfkörper bei unterschiedlichen Versuchsbedingungen

### 9.1. Umlegung vom Schwellwert $\Delta K_{th}$ auf die Langzeitfestigkeit

Die Umrechnung vom Schwellwert  $\Delta K_{th}$  aus den bruchmechanischen Ermüdungsversuchen auf die Langzeitfestigkeit des Wöhlerversuches, soll der Generierung einer synthetischen Wöhlerlinie wie in Abb. 3.16 dargestellt, dienen. Dadurch könnte mittels des relativ schnell durchführbaren zyklischen Risskinetikversuchs, Prüfstandszeiten und damit Kosten eingespart werden.

Die Abschätzung des Schwellwertes erfolgt für alle Risskinetikkurven in geometrisch konstanten Abständen links vom Schnittpunkt zwischen der Paris-Geraden und der Abszisse bei  $da/dN = 10^{-7}$ , vgl. Abb. 9.4. Bei den Risskinetikversuchen mit Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung ergeben sich für jedes Temperaturniveau zwei Paris-Geraden, wobei jeweils eine aus den Anfangswerten und eine aus den Werten bei stabiler Rissausbreitung generiert wird, vgl. Abschnitt 8.2. Die abgeschätzten Schwellwerte sind in Abb. 9.4 zu den jeweiligen Pfeilen notiert.

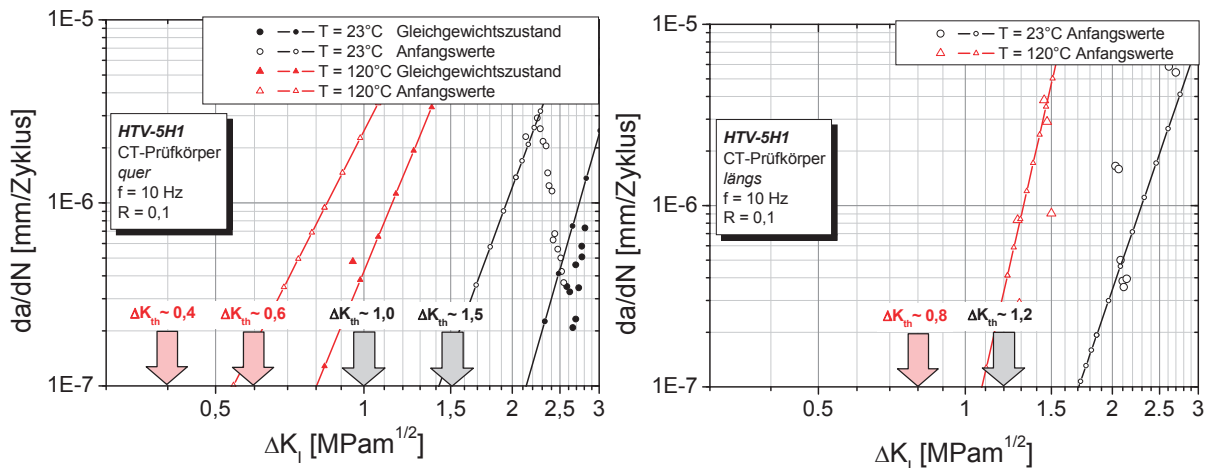


Abb. 9.4: Abschätzung der Schwellwerte  $\Delta K_{th}$  aus den Risskinetikversuchen mit Belastungsrichtung quer (links) und längs (rechts) zur Faser-Hauptorientierung bei 23°C und 120°C

Zur Umrechnung auf ein Langzeitfestigkeitsniveau werden eine elliptische und eine rechteckige Fehlergröße, vgl. Abb. 3.17, herangezogen. Die Länge der Fehlergröße kann aus der Faserlängenverteilung in Abb. 9.1 mit  $2a = 0,4$  bis  $0,6$  mm abgeschätzt werden. Die Umrechnung zwischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  und Spannungsamplitude  $S_a$  erfolgt über die auf einem Energieansatz basierenden Umrechnungsgleichungen, Glg. (3.23) und Glg. (3.24), wobei erstere für eine rechteckige und zweitere für eine elliptische Fehlergröße gültig ist.

Die aus der bruchmechanischen Umrechnung abgeschätzten Langzeitfestigkeiten sind für die jeweiligen Fehlerarten, Fehlergrößen und Schwellwerte in Tab. 9.1 für eine Belastung quer und in Tab. 9.2 für eine Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung dargestellt. Anzumerken ist, dass mit Ausnahme von den in Tab. 9.1 mit den Schwellwerten von  $\Delta K_{th} = 0,6$  ( $T=120$  °C) und  $\Delta K_{th} = 1,5$  ( $T=23$  °C) kalkulierten Festigkeitswerte, alle auf Basis der Anfangswerte, aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus, ermittelt werden. Interessant ist, dass die Schwellwerte welche über die Paris-Geraden der Anfangswerte ermittelt werden, am besten mit den Langzeitfestigkeitswerten des spannungsbasierenden Wöhlerversuches korrelieren. Dies kann dadurch begründet werden, dass auch im Wöhlerversuch das Versagen ausgehend von der Rissinitiierung und anschließendem Wachstum eines kurzen Risses ( $a < 4$  mm) stattfindet. Weiters ist zu erkennen, dass die schlanke rechteckige Fehlergröße welche der tatsächlichen Faserform am nächsten kommt, besser korreliert als die elliptische Fehlergröße. In weiterer Folge wird daher nur noch diese Fehlerform betrachtet.

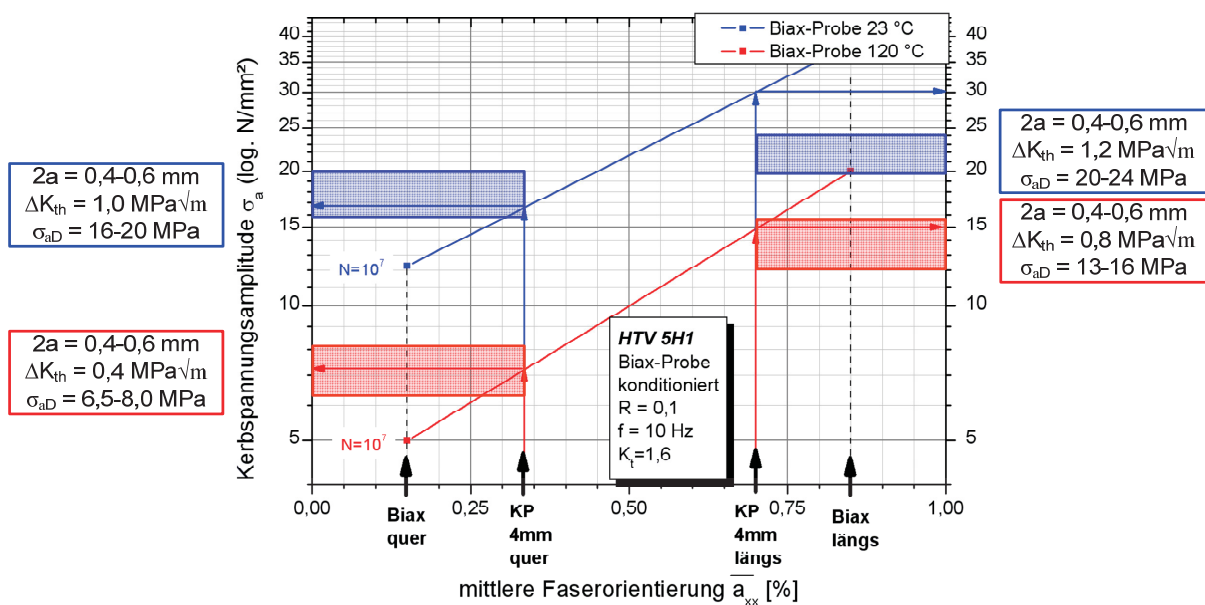
		Schwellwert				
		0,4	0,6	1	1,5	
Fehlergrößen $2a$ [mm]		<b>0,4</b>	12,5	18,8	31,3	47,0
		<b>0,5</b>	11,2	16,8	28,0	42,0
		<b>0,6</b>	10,2	15,3	25,6	38,4
		<b>0,4</b>	8,0	12,0	19,9	29,9
		<b>0,5</b>	7,1	10,7	17,8	26,8
		<b>0,6</b>	6,5	9,8	16,3	24,4

**Tab. 9.1:** Umgerechnete Langzeitfestigkeiten bei Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung, für unterschiedliche Schwellwerte, Fehlerformen und Fehlergrößen

		Schwellwert		
		0,8	1,2	
Fehlergrößen 2a [mm]		0,4	25,1	37,6
		0,5	22,4	33,6
		0,6	20,5	30,7
		0,4	16,0	23,9
		0,5	14,3	21,4
		0,6	13,0	19,5

**Tab. 9.2:** Umgerechnete Langzeitfestigkeiten bei Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung, für unterschiedliche Schwellwerte, Fehlerformen und Fehlergrößen

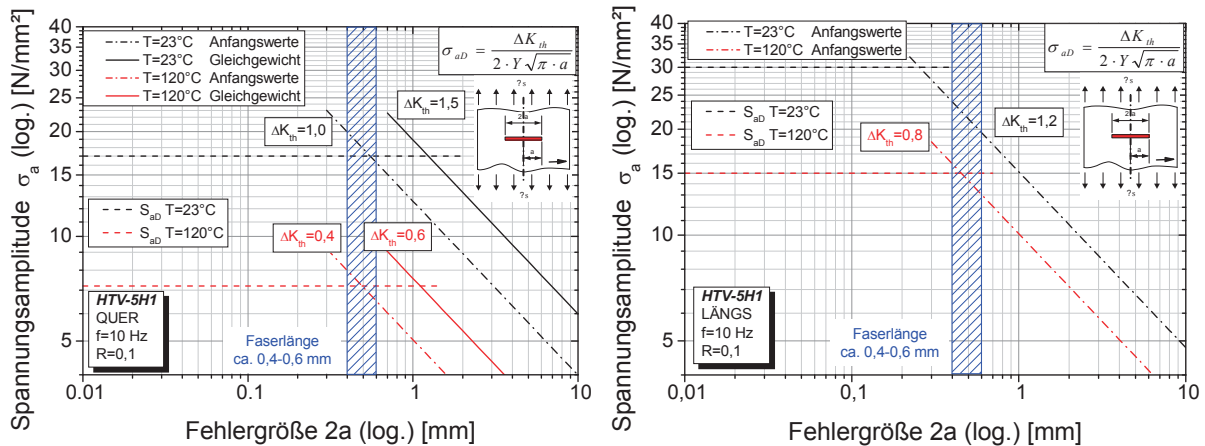
Ein Vergleich der aus den bruchmechanischen Daten umgerechneten (Fehlergröße von 0,4 bis 0,6 mm) mit den für einen fiktiven Kurzprüfkörper kalkulierten Langfestigkeitswerten vgl. Abb. 9.2, ist in Abb. 9.5 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die aus den Schwellwerten der Anfangswerte umgerechneten Langfestigkeitswerte bei unterschiedlichen Prüfbedingungen sehr gut mit den Schwingfestigkeitswerten bei  $N = 10^7$  Lastwechsel aus dem Wöhlerversuch übereinstimmen. Lediglich die Schwingfestigkeit für den längs zur Faser-Hauptorientierung beanspruchten fiktiven Kurzprüfkörper bei 23 °C wird über den Schwellwert deutlich zu tief abgeschätzt.



**Abb. 9.5:** Vergleich der mit den Schwellwerten der Anfangswerte und einer Fehlergröße von 0,4-0,6 mm umgerechneten Langfestigkeitswerten, mit jenen welche aus den Wöhlerdaten der BIAX-Probe und der linearen Beziehung zwischen (log) Spannungsamplitude und mittlerer Faserorientierung aus [Guster 2009], für den fiktiven Kurzprüfkörper kalkuliert werden

In Abb. 9.6 sind die aus den Ermüdungsversuchen generierten Kitagawa-Diagramme, vgl. Abschnitt 3.4.1, des Werkstoffes HTV-5H1 für unterschiedliche Prüfbedingungen dargestellt. Diese verdeutlichen den Zusammenhang zwischen Fehlergröße und der daraus resultierenden Langzeitfestigkeit. Betrachtet man die kritischen Fehlergrößen  $a_0$

(vgl. Abb. 3.18) unter der nach der klassischen Bruchmechaniktheorie eine Fehlstelle keinen Einfluss auf die Langzeitfestigkeit aufweist, so ist ersichtlich, dass diese sehr gut mit den maximalen auftretenden Faserlängen im Werkstoff (vgl. Abb. 9.1) übereinstimmen.



**Abb. 9.6:** Kitagawa-Diagramme des Werkstoffes HTV-5H1 bei Belastung quer (links) und längs (rechts) zur Faser-Hauptorientierung und unterschiedlichen Temperaturniveaus von 23 °C und 120 °C

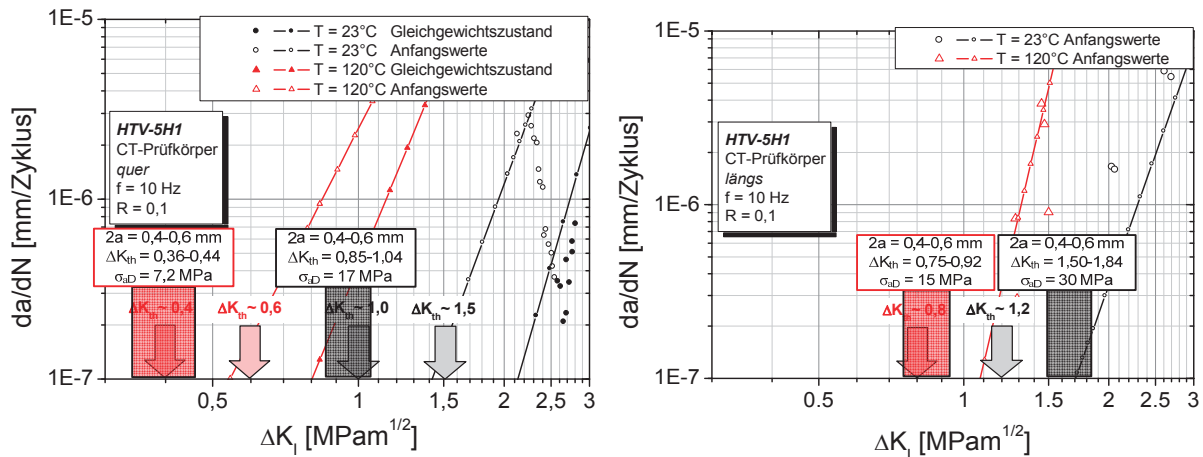
## 9.2. Umlegung von der Langzeitfestigkeit auf den Schwellwert $\Delta K_{th}$

Zur Veranschaulichung der Schwellwerte der Rissskinetikurve, welche sich aus den Langzeitfestigkeiten des Wöhlerversuches ergeben, wird die im oberen Abschnitt erläuterte Umrechnung umgekehrt, d.h. von den Wöhlerdaten ausgehend, durchgeführt. In diesem Abschnitt erfolgt die Schwellwertbestimmung aus den Langfestigkeiten über die schmale rechteckige Fehlergröße nach Glg. (3.23), da diese Fehlerform wie oben bereits erläutert der tatsächlichen Form einer Glasfaser entspricht.

Fehlergröße 2a [mm]	Langzeitfestigkeit			
	T120 Quer	T120 Längs	T23 Quer	T23 Längs
	<b>7,2</b>	<b>15</b>	<b>17</b>	<b>30</b>
<b>0,4</b>	0,36	0,75	0,85	1,50
<b>0,5</b>	0,40	0,84	0,95	1,68
<b>0,6</b>	0,44	0,92	1,04	1,84

**Tab. 9.3:** Umgerechnete Schwellwerte  $\Delta K_{th}$  aus den Langfestigkeitswerten bei unterschiedlichen Prüfbedingungen und einer rechteckigen Fehlerform unterschiedlicher Länge

Die aus den Langzeitfestigkeiten mit einer Fehlergröße von 0,4 bis 0,6 mm ermittelten Schwellwerte der Rissskinetikurve sind in Tab. 9.3 zahlenmäßig zusammengefasst und in Abb. 9.7 vergleichend mit den in Abschnitt 9.1 abgeschätzten Werten gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass die Schwellwerte sehr gut abgeschätzt werden. Weiters liegen alle berechneten Schwellwerte links von den versuchstechnisch ermittelten Rissskinetikdaten bei niedrigeren Spannungsintensitätsfaktoren. Dies erscheint auch technisch sinnvoll, da der Schwellwert die untere Grenze der Rissskinetikurve darstellt.



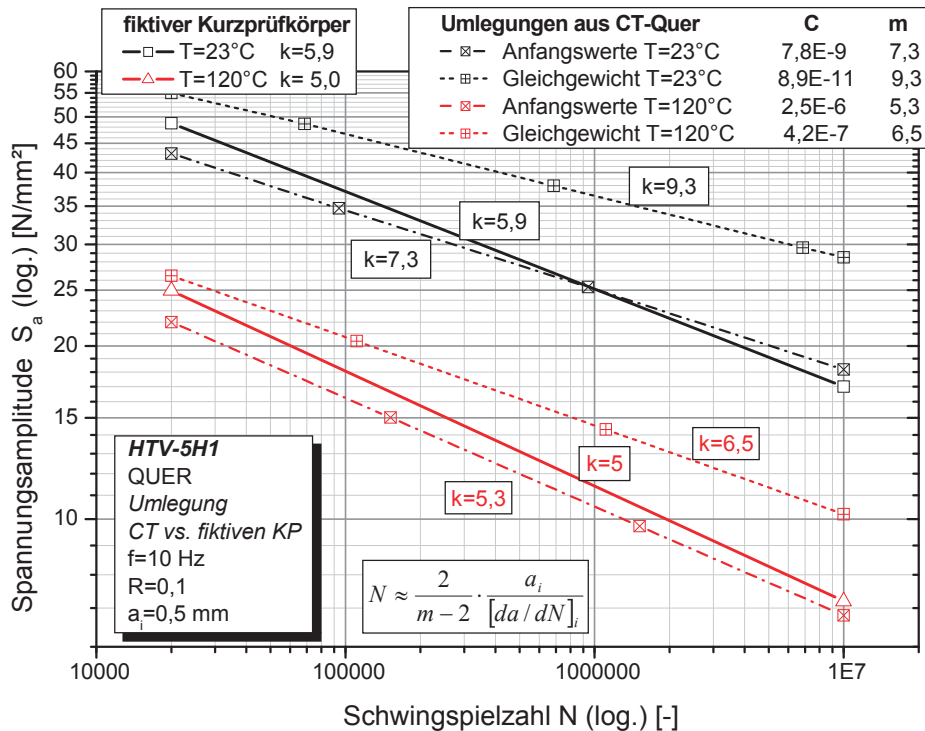
**Abb. 9.7:** Darstellung der umgerechneten Schwellwerte  $\Delta K_{th}$  aus den Langzeitfestigkeiten bei unterschiedlichen Prüfbedingungen und Vergleich mit den im Abschnitt 9.1 abgeschätzten Schwellwerten

### 9.3. Vergleich der Paris-Geraden mit der Zeitfestigkeitsgeraden

In diesem Abschnitt wird das Übertragungsmodell 2 aus Abb. 3.15 untersucht. Ausgehend von einer Spannungsamplitude wird über die im Werkstoff auftretende Fehlergröße von 0,5 mm (abgeschätzt aus der Faserlängenverteilung, vgl. Abb. 9.1), der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  nach Glg. (3.23) und die dazugehörige Anfangsrissgeschwindigkeit  $da/dN_0$  nach dem Paris-Gesetz (Glg. (3.18)) ermittelt. Die Berechnung der Zyklenzahl bis zum Probenbruch erfolgt nach Glg. (3.22). Durch wiederholtes berechnen der Zyklenzahlen an unterschiedlichen Belastungsniveaus lässt sich eine Wöhlerlinie ermitteln deren Neigung  $k$  dem Parisexponenten  $m$  entspricht ( $k = m$ ).

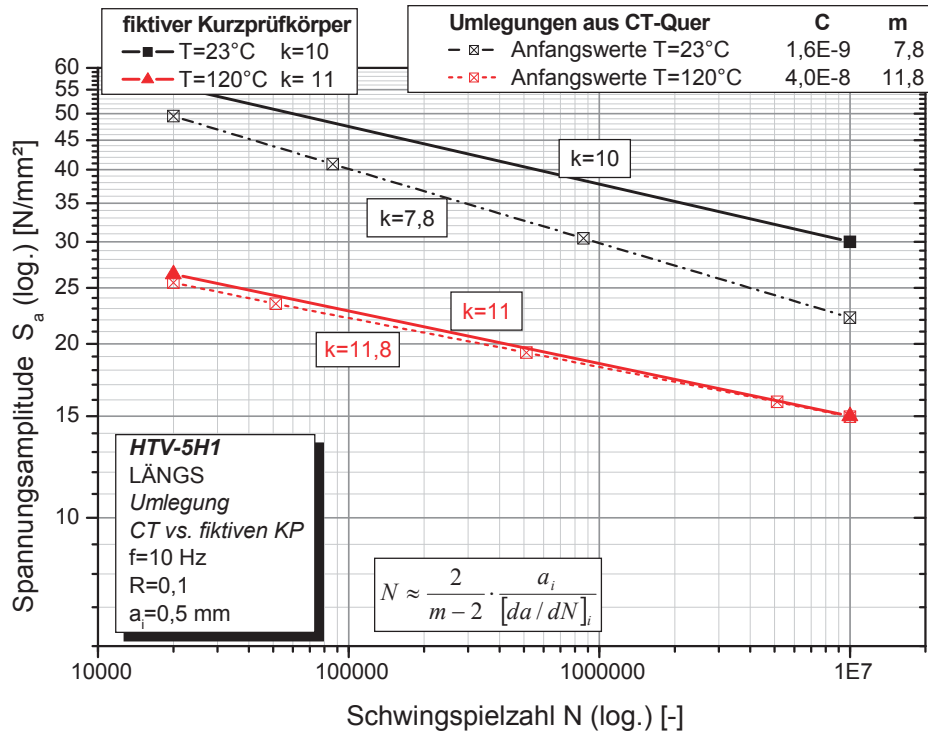
In Abb. 9.8 sind die aus den Wöhlerdaten der BIAx-Probe und der linearen Beziehung zwischen logarithmischer Spannungsamplitude und mittlerer Faserorientierung aus [Guster 2009] kalkulierten Wöhlerlinien für den fiktiven Kurzprüfkörper, vgl. Abb. 9.2 und Abb. 9.3, mit den aus den bruchmechanischen Risskinetikversuchen umgerechneten Wöhlerlinien bei Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung vergleichend gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass die Wöhlerlinien welche aus den Paris-Geraden der Anfangswerte ermittelt werden, gut mit den fiktiven Wöhlerlinien des spannungsbasierenden Versuchs korrelieren. Die für kurze Risse aus den bruchmechanischen Anfangswerten ermittelten Wöhlerlinien sind etwas unter den aus spannungsbasierenden Daten ermittelten fiktiven Wöhlerlinien. Dies deutet auf eine kurze Rissinitiierungsphase im Wöhlerversuch hin. Grund für die relativ kurze Rissinitiierungsphase können die im Werkstoff befindlichen Glasfasern, welche nach dem Ablösen der Faser von der Matrix kleine Risse im Werkstoff darstellen, sein. Jene Wöhlerlinien, die aus den Paris-Geraden im Gleichgewicht umgerechnet werden, weisen aufgrund der zu höheren Spannungsintensitätsfaktoren tendierenden Lage der Risskinetikkurve, eine deutlich höhere ertragbare Spannungsamplitude bei gleicher ertragbaren Schwingspielzahl auf, als die fiktiven Wöhlerlinien. Dieses Ergebnis deutet wiederum darauf hin, dass zur Umlegung der Ergebnisse aus bruchmechanischen Versuchen auf Wöhlerlinien, die nicht im Gleichgewicht befindlichen Risskinetikdaten für

kurze Risse (Anfangswerte aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus) besser geeignet sind.



**Abb. 9.8:** Vergleich der aus den Wöhlerdaten der BIAX-Probe und der linearen Beziehung zwischen (log) Spannungsamplitude und mittlerer Faserorientierung aus [Guster 2009] kalkulierten Wöhlerlinien für den fiktiven Kurzprüfkörper, mit den aus den bruchmechanischen Risskinetikversuchen umgerechneten Wöhlerlinien bei Belastungsrichtung quer zur Faser-Hauptorientierung

In Abb. 9.9 sind die aus den Wöhlerdaten der BIAX-Probe und der linearen Beziehung zwischen logarithmischer Spannungsamplitude und mittlerer Faserorientierung aus [Guster 2009] kalkulierten Wöhlerlinien für den fiktiven Kurzprüfkörper, vgl. Abb. 9.2 und Abb. 9.3, mit den aus den bruchmechanischen Risskinetikversuchen umgerechneten Wöhlerlinien bei Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung vergleichend gegenübergestellt. Besonders die umgerechnete Wöhlerlinie bei einer erhöhten Temperatur von  $T = 120^\circ\text{C}$  zeigt eine exakte Übereinstimmung mit der auf Basis spannungsbasierender Daten ermittelten Wöhlerlinie. Die umgerechnete Wöhlerlinie bei Raumtemperatur ( $T = 23^\circ\text{C}$ ) liegt etwas unter jener die mit spannungsbasierenden Daten kalkuliert wird, was wiederum auf eine nicht vernachlässigbare Rissinitierungsphase beim klassischen Wöhlerversuch hindeutet.



**Abb. 9.9:** Vergleich der aus den Wöhlerdaten der BIAX-Probe und der linearen Beziehung zwischen (log) Spannungsamplitude und mittlerer Faserorientierung aus [Guster 2009] kalkulierten Wöhlerlinien für den fiktiven Kurzprüfkörper, mit den aus den bruchmechanischen Risskinetikversuchen umgerechneten Wöhlerlinien bei Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung

Bezüglich der Höhenlage der aus den bruchmechanischen Versuchen umgelegten Wöhlerlinien ist zu beachten, dass diese sehr stark von der angenommenen Größe des Anfangsrisses beeinflusst wird. Wird die Wöhlerlinie beispielsweise mit einer Fehlergröße von 0,4 mm anstatt mit 0,6 mm berechnet, so verschiebt sich diese ca. um 25 % zu höheren ertragbaren Spannungsamplituden. Diese Verschiebung bewirkt mit einer angenommenen Wöhlerlinienneigung von  $k = 10$  eine ca. 9-fache Lebensdauer. Die Umrechnung von bruchmechanischen Risskinetikkurven auf Wöhlerlinien ist daher nur für erste Abschätzungen geeignet, bzw. muss für genauere Umrechnungen die Anfangsdefektgröße bekannt sein. Vergleicht man die Schwingfestigkeit unterschiedlicher Prüfkörper und Prüfverfahren (vgl. Normprüfkörper Abb. 7.6, CT-Prüfkörper Abb. 8.11 bzw. Abb. 8.17 und BIAX-Probe Abb. 9.2) in Abhängigkeit der Temperatur, so nimmt diese bei  $T = 120 \text{ °C}$  von jener bei  $T = 23 \text{ °C}$  durchgehend um ca. 50 % ab. Daraus folgt, dass Schwingfestigkeitstendenzen in Folge einer Temperaturerhöhung sehr gut durch den bruchmechanischen Risskinetikversuch abgeschätzt werden können.

In Tab. 9.4 sind die Paris-Exponenten  $m$  mit den Wöhlerlinienneigungen  $k$  der einzelnen Versuchsreihen vergleichend gegenübergestellt. Es ist ersichtlich, dass eine Proportionalität zwischen den Werten gegeben ist. Das Verhältnis von der Wöhlerlinienneigung  $k$  zum Paris-Exponenten  $m$  ergibt im Mittel den Wert 0,99 für die mit den Anfangswerten ermittelten Paris-Geraden, was einer direkten Übertragbarkeit vom Exponenten  $m$  zur Neigung  $k$  entspricht. Für die Paris-Geraden im Gleichgewicht ergibt sich im Mittel ein Verhältnis von 0,7. In [Janzen and Ehrenstein 1991] wird ein konstantes Verhältnis von  $k/m \approx 0,48$  nachgewiesen.

Als möglicher Grund für die Unterschiede zwischen  $k$  und  $m$  wird in [Janzen and Ehrenstein 1991] die erzwungene Rissausbreitungsrichtung im CT-Versuch bzw. ein Mehrfachrisswachstum und eine dadurch resultierende teilweise Entlastung von Risspitzenbereichen im Wöhlerversuch angegeben.

Bedingung	Neigung $k$	$m$		$k/m$	
		Anfangswerte	Gleichgewicht	Anfangswerte	Gleichgewicht
T23 Quer	5,9	7,3	9,3	0,81	0,63
T120 Quer	5	5,3	6,5	0,94	0,77
T23 Längs	10	7,8		1,28	
T120 Längs	11	11,8		0,93	
			<b>Mittelwert</b>	<b>0,99</b>	<b>0,70</b>

**Tab. 9.4:** Vergleich der Wöhlerlinienneigungen  $k$  mit der Steigung der Paris-Geraden  $m$  bei unterschiedlichen Prüfbedingungen



## 10. Zusammenfassung und Ausblick

Um sich im täglichen Wettbewerb behaupten zu können, wird es immer wichtiger, Werkstoffe gezielt für bestimmte Anwendungen kostengünstig einzusetzen. Mit der Ressourcenknappheit und mit steigendem Umweltbewusstsein ist es auch von Bedeutung den eingesetzten Werkstoff über seine Lebensdauer bis hin an seine Einsatzgrenzen voll auszunützen. Durch speziell im Automobilbereich ständig steigende Kundenanforderungen bezüglich Dynamik und Energieeinsparung wird der Einsatz von Leichtbauwerkstoffen immer populärer. Bauteile aus kgfv Kunststoffen, welche sich durch ihre sehr hohe spezifische Festigkeit aufweisen, sind durch den für die Serienfertigung geeigneten Spritzgussprozess relativ einfach und kostengünstig verarbeitbar. Um Bauteile optimal bezüglich Masse und Betriebsfestigkeit auslegen zu können, ist das Wissen über die Schwingfestigkeit des Werkstoffes und deren Beeinflussung durch die Geometrie, Fertigung und Umgebung, erforderlich. Zur rechnerischen Ermittlung der Bauteillebensdauer haben sich bis heute einige Berechnungskonzepte entwickelt. Die am weitest verbreiteten Konzepte sind das spannungsbasierende Konzept nach Wöhler und das im 20. Jahrhundert entwickelte Rissfortschrittskonzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM).

Ziel dieser Arbeit ist die Ermittlung von Schwingfestigkeitsdaten eines kgfv Polyamids, in Abhängigkeit von Temperatur und geometrischen Kerben, anhand von Wöhlerversuchen mit unterschiedlichen Probenformen, sowie die Ermittlung von bruchmechanischen Kennwerten in Abhängigkeit von Temperatur und Faser-Hauptorientierungsrichtung. Aufgrund der langen Prüfdauer im Langzeitfestigkeitsbereich des Wöhlerversuches und der daraus resultierenden hohen Kosten der Wöhlerlinienermittlung, wird im Rahmen dieser Arbeit versucht, Daten für diesen Bereich aus dem aufgrund von geringeren Prüfzeiten kostengünstigeren bruchmechanischen Versuch zu ermitteln und diese auf den Langfestigkeitsbereich der Wöhlerlinie umzulegen.

Kerbeinfluss im Wöhlerversuch: Der Einfluss von geometrisch bedingten Kerben, auf die Schwingfestigkeit von HTV-5H1 (PA 6T/6I-GF50), wird durch einstufige Wöhlerversuche bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  im Umlaufbiegeversuch sowie im Zug/Druck-Versuch, anhand von speziell entwickelten UB-Proben untersucht. Der bei Metallen zu beobachtende Exponentialverlauf nach [Eichlseder 2003] kann bei dem hier untersuchten Material nicht festgestellt werden. Stattdessen wird zur Beschreibung der Stützwirkung in Abhängigkeit der Kerbschärfe, in Anlehnung an [Guster 2009], ein nach Glg. (7.1) linearer Verlauf zwischen bezogenen Spannungsgradienten und ertragbarer Kerbspannungsamplitude mit einem Stützwirkungsexponent  $K_D = 1$  angenommen. Gründe für einen nicht für beliebig scharfe Kerben möglichen linearen Zusammenhang, zwischen Kerbschärfe und ertragbarer Kerbspannungsamplitude, können die isotrope Spannungsberechnung sowie Eigenspannungen sein.

Weiters ist ersichtlich, dass die zug/druck-beanspruchten Proben, welche im inneren Restquerschnitt höher belastet werden als die biegebeanspruchten, auch eine niedrigere Schwingfestigkeit aufweisen. Daraus lässt sich schließen, dass der kgfv Werkstoff HTV-5H1 durch seine in Abb. 2.2 erläuterte Schichtstruktur eine zusätzliche Abhängigkeit der Schwingfestigkeit von der Belastung des im Inneren liegenden Restquerschnittes zeigt.

Die Neigung der Wöhlerlinie bleibt bei allen Versuchsreihen an den UB-Proben unabhängig von der Kerbform und Belastungsart annähernd konstant bei einem Wert von  $k \approx 8$ . Analog zu [Guster 2009] weist auch der im Rahmen dieser Untersuchte Werkstoff HTV-5H1 im untersuchten Schwingspielbereich keine Dauerfestigkeit aufweist.

Temperatureinfluss im Wöhlerversuch: Der Einfluss einer erhöhten Temperatur von  $T = 120\text{ °C}$  auf die Wöhlerlinie des Werkstoffes HTV-5H1, wird durch einstufige Wöhlerversuche bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  auf einer servohydraulischen Prüfmaschine am Normprüfkörper, in Anlehnung an [ISO-527-2, 1993], untersucht. Die Schwingfestigkeitsabnahme infolge einer Temperaturerhöhung von  $23\text{ °C}$  auf  $120\text{ °C}$  beträgt ca. 50 %. Die Neigung der Wöhlerlinie ist mit  $k = 15$  bei  $120\text{ °C}$  etwas steiler als bei  $23\text{ °C}$  ( $k = 18$ ). Weiters weist der Werkstoff bei erhöhter Temperatur eine sehr geringe Streuung im Zeitfestigkeitsbereich auf, welche unter jener bei Raumtemperatur liegt.

Temperatureinfluss im Bruchzähigkeitsversuch: Die in dieser Arbeit durchgeführten  $K_{IC}$ -Versuche werden in Anlehnung an [ASTM D5045-93] unter einer Mode-I-Belastung bei Belastungsrichtung längs und quer zur Faser-Hauptorientierung, jeweils bei  $23\text{ °C}$  und  $120\text{ °C}$  durchgeführt. Aufgrund eines Rissabbiegens bei den längs beanspruchten Proben erfolgte die Rissausbreitung nur bei den quer zur Faser-Hauptorientierung belasteten Proben in der Sollbruchebene des CT-Prüfkörpers. Der Werkstoff HTV-5H1 zeigt bei  $23\text{ °C}$  ein sehr sprödes Bruchverhalten wobei ganze Faserbündel im gleichmäßigen Abstand aus der Bruchfläche herausgerissen werden. Bei  $120\text{ °C}$  ist ein eher langsamer Rissfortschritt welcher auf Mikrodefizitäten im Werkstoff zurückzuführen ist zu beobachten. Die Bruchzähigkeit ist bei  $120\text{ °C}$  um ca. 20 % niedriger als bei  $23\text{ °C}$ .

Einfluss der Faser-Hauptorientierung im Bruchzähigkeitsversuch: Bei  $23\text{ °C}$  weist der Werkstoff HTV-5H1 bei Beanspruchung längs zur Faserhauptorientierung eine etwas höhere Bruchzähigkeit bei annähernd gleicher Steifigkeit auf. Auffällig ist, dass die Abhängigkeit der Risszähigkeit von der Faser-Hauptorientierung bei  $120\text{ °C}$ , umgekehrt zu jener bei Raumtemperatur ist. So weist bei  $120\text{ °C}$ , der quer zur Faser-Hauptorientierte beanspruchte Prüfling, eine höhere Steifigkeit sowie auch eine im Mittel geringfügig höhere Bruchzähigkeit auf, als der längs zur Faser-Hauptorientierung beanspruchte. Eine mögliche Ursache für dieses Phänomen ist das aus der mechanischen Kerbe heraus stattfindende Rissabbiegen, was zu niedrigeren Bruchzähigkeitswerten sowie zur Ungültigkeit dieser Versuche führt, vgl. Abb. 8.5. Weiters ist die Streuung der Versuchsergebnisse bei Belastungsrichtung längs größer als bei quer zur Faser-Hauptorientierung.

Temperaturabhängigkeit im Risskinetikversuch: Die in dieser Arbeit durchgeführten Risskinetikversuche werden unter einer Mode-I-Belastung bei Belastungsrichtung längs und quer zur Faser-Hauptorientierung, jeweils bei  $23\text{ °C}$  und  $120\text{ °C}$  durchgeführt. Bei  $23\text{ °C}$

können mittels einer analogen Risslängenerfassung über Rissmessfolien aufschlussreiche Ergebnisse über die Risskinetik im Anfangsbereich der Messungen bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung dargestellt werden. So kann veranschaulicht werden, dass der Riss aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus, in den ersten 4 mm eine Verzögerung erfährt, bevor er bei eingestellten Gleichgewichtsbedingungen im Werkstoff wieder beschleunigt. Daraufhin können zwei Paris-Geraden, wobei eine die Risskinetik im Anfangsbereich und die andere die Risskinetik bei Gleichgewichtsbedingungen beschreibt, ausgewertet werden. Bei einer erhöhten Temperatur von 120 °C weist der Werkstoff unabhängig von der Belastungsrichtung eine Verschiebung der Paris-Geraden zu ca. 50 % niedrigeren  $\Delta K$ -Werten und daher ein deutlich schlechteres Materialverhalten auf. Die Steigungsänderung der Paris-Geraden zeigt keine eindeutigen Tendenzen. Ein interessanter Aspekt ist der Einfluss der Materialtrocknung in der Temperatorkammer, eines zuvor konditionierten Werkstoffes, bei 120 °C. So verbessert sich das Werkstoffverhalten durch eine ca. 120 h lange Trocknung bei 120 °C, zu ca. 35 % höhere  $\Delta K$ -Werten.

Einfluss der Faser-Hauptorientierung im Risskinetikversuch: Während der Riss bei einer zyklischen Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung aus der Sollbruchebene (normal zur Belastungsrichtung) in Richtung Faser-Hauptorientierung abbiegt, wächst er bei Belastung quer zur Faser-Hauptorientierung nahezu geradlinig durch die Sollbruchebene des CT-Prüfkörpers. Durch das Rissabbiegen liegen bei einer Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung nur Messdaten im Anfangsbereich (aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus) vor. Da dadurch bei den Messungen mit Belastungsrichtung längs zur Faser-Hauptorientierung kein Gleichgewichtszustand erreicht wird, kann kein Vergleich zwischen den beiden unterschiedlichen Orientierungszuständen bei konstanten Verhältnissen aufgestellt werden. Stattdessen können nur Vergleiche mit den jeweiligen Anfangswerten aus der mechanisch bearbeiteten Kerbe heraus durchgeführt werden, wobei der Werkstoff bei Belastung längs zur Faser-Hauptorientierung ein deutlich besseres Materialverhalten aufweist.

Bruchflächenanalyse: In den mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) aufgenommenen Bruchflächen kann der schichtweise Aufbau von spritzgegossenen kurzfaserverstärkten Kunststoffen wiedergegeben werden. Der dominierende Versagensmechanismus ist ein Ablösen der Matrix von den Fasern und ein anschließender Faserauszug und Matrixbruch, was an den freigelegten Fasern und an den vorzufindenden Löchern zu erkennen ist. Die relativ kurzen und gebrochenen Faserenden an der Bruchoberfläche welche noch teilweise mit Matrix benetzt sind, deuten auf ein Brechen der Fasern nach ihrem Auszug, sowie auf eine gute Faser-Matrix-Haftung hin.

Korrelation zwischen Wöhlerversuch und Risskinetikversuch: Die Korrelation zwischen dem spannungsbasierenden Wöhlerversuch und dem bruchmechanischen Ermüdungsversuch wird mit den in dieser Arbeit ermittelten Risskinetikkurven und den Wöhlerdaten eines fiktiven Kurzprüfkörpers untersucht. Diese fiktiven Daten werden aus dem in [Guster 2009] nachgewiesenen Zusammenhang zwischen Schwingfestigkeit und mittleren Orientierungsgrad der Fasern kalkuliert. Für eine schlanke rechteckige Fehlergröße in der Größenordnung von den maximal auftretenden Faserlängen können sehr gute

Übereinstimmungen zwischen dem abgeschätzten Schwellwert aus den Risskinetikkurven der Anfangswerte und der fiktiven Langzeitfestigkeit aus dem Wöhlerversuch nachgewiesen werden. Auch die nach Glg. (3.22) erfolgte Umrechnung von der Paris-Geraden auf die Wöhlerlinie, zeigt eine sehr gute Übereinstimmung wobei die Wöhlerlinienneigung  $k$  einen proportionalen Zusammenhang mit dem Parisexponenten  $m$  zeigt. Generell wird gezeigt, dass eine erste Abschätzung der Wöhlerlinie durch den bruchmechanischen Risskinetikversuch sehr kostengünstig möglich ist. Vor allem zur Beschreibung von Tendenzen hinsichtlich des Schwingfestigkeitsverhaltens zu Folge erhöhter Temperatur, ist der Risskinetikversuch sehr gut geeignet. Jedoch liefert die Umrechnung aus dem bruchmechanischen Ermüdungsansatz, aufgrund der meist unbekanntenen Anfangsdefektgröße, keinen vollständigen Ersatz zur herkömmlichen Wöhlerlinienermittlung.

Im Allgemeinen stellt die vorliegende Arbeit eine sehr gute Grundlage zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens mittels des spannungsbasierenden Wöhlerkonzepts sowie mittels des bruchmechanischen Rissfortschrittskonzepts dar.

In der Beschreibung des Stützwirkungsverhaltens über den bezogenen Spannungsgradienten, steckt auch in naher Zukunft noch Forschungspotential welches in weiteren Folgeprojekten aufgearbeitet werden muss. So müssen an den UB-Proben Füllsimulationen zur Ermittlung der anisotropen Faserverteilung durchgeführt werden. Diese können Aufschluss über die im Kerbgrund auftretenden Faserorientierungen und deren Auswirkung auf die Schwingfestigkeit geben. Damit die Lebensdauer an einem Bauteil, bei dem die auftretenden Spannungen im Vorfeld anisotrop ermittelt wird, bestimmt werden kann, müssen die zugrundeliegenden Wöhlerdaten auch nach anisotropen Spannungsdaten ausgewertet werden. Dadurch ist eine anisotrope Spannungsberechnung der einzelnen Probenformen und eine erneute Auswertung der Wöhlerdaten erforderlich. Im Rahmen der anisotropen Spannungsauswertung sollte versucht werden das Stützwirkungsverhalten zu klären. Ein zurzeit denkbarer Ansatz wäre eine zum bezogenen Spannungsgradienten zusätzliche Abhängigkeit über einen Anisotropiefaktor, sowie eine Beschreibung der Stützwirkung über den gesamten Spannungsverlauf, welche die Beanspruchungsart mitberücksichtigen könnte.

Bei den Risskinetikversuchen konnte mittels der analogen Risslängenerfassung über Rissmessfolien ein speziell im Anfangsbereich auftretendes abbremsen des Risses veranschaulicht werden. Um auch in Zukunft solche Effekte mitberücksichtigen zu können, sollte speziell bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen bei allen durchgeführten Risskinetikversuchen die Risslängenerfassung analog erfolgen. Hinsichtlich der Korrelationsuntersuchungen ist es unumgänglich, dass die zurzeit von den Wöhlerlinien der BIAX-Probe aus [Guster 2009] kalkulierten Wöhlerdaten für den fiktiven Kurzprüfkörper prüftechnisch nachgewiesen werden.

## 11. Symbole

a	Beschleunigung	[m/s <sup>2</sup> ]
a	Risslänge	[mm]
a <sub>crit</sub>	kritische Risslänge für spontane Rissausbreitung	[mm]
a <sub>i</sub>	Ausgangsrisslänge	[mm]
a <sub>0</sub>	kritische Risslänge für wachstumsfähige Risse	[mm]
a <sub>xx</sub>	mittler Faserorientierung bezogen auf die X-Achse	[%]
A	Fläche	[m <sup>2</sup> ]
a <sub>c</sub>	kritische Risslänge	[mm]
b	Breite der Biegeprobe	[mm]
B	Breite der CT-Probe	[mm]
C	Werkstoffkennwert für Paris-Gesetz	[-]
c <sub>w</sub>	Strömungswiderstandskoeffizient	[-]
D	Faserdurchmesser	[μm]
D	Gesamtschädigung	[-]
D <sub>i</sub>	Teilschädigung	[-]
da	differentielle Rissausbreitung	[mm]
dN	differenzielle Zyklenzahl	[-]
dσ	differentielle Spannungsdifferenz	[MPa]
dx	differentieller Abstand	[mm]
E	Elastizitätsmodul	[MPa]
F	Kraft	[N]
fa	Anisotropiefaktor	[-]
F <sub>B</sub>	Beschleunigungswiderstand	[N]
F <sub>L</sub>	Luftwiderstand	[N]
F <sub>max</sub>	Maximalkraft	[N]
F <sub>R</sub>	Reibungswiderstand	[N]
f <sub>R</sub>	Rollreibungskoeffizient	[-]
F <sub>St</sub>	Steigungswiderstand	[N]
F <sub>W</sub>	Fahrwiderstand	[N]
g	Erdbeschleunigung (=9,81)	[m/s <sup>2</sup> ]
G <sub>IC</sub>	Kritische Energiefreisetzungsrate bei Modus I Belastung	[J/m <sup>2</sup> ]
k	Steigung der Wöhlerlinie	[1/MPa]
K <sub>D</sub>	Stützwirkungsexponent	[-]
K <sub>I</sub>	Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I	[MPa√m]
K <sub>IC</sub>	Bruchzähigkeit bei Mode I	[MPa√m]
K <sub>f</sub>	Kerbwirkungszahl im zyklischen Bereich	[-]

$K_t$	Formzahl	[-]
$K_{ta}$	Spannungskonzentrationszahl	[-]
$\Delta K_C$	zyklische Risszähigkeit	[MPa $\sqrt{m}$ ]
$\Delta K_{th}$	zyklischer Schwellwert für Rissausbreitung	[MPa $\sqrt{m}$ ]
$L$	Faserlänge	[mm]
$m$	Masse	[kg]
$m$	Werkstoffkennwert für Paris-Gesetz	[-]
$m_{rot}$	Rotierende Massenkraft	[kg]
$M_b$	Biegemoment	[Nmm]
$M_t$	Torsionsmoment	[Nmm]
$n$	Stützziffer	[-]
$N$	Zyklenzahl	[-]
$N_b$	Bruchlastspielzahl	[-]
$N_i$	Schwingspielzahl bis zur Rissinitiation	[-]
$N_a$	Schwingspielzahl der Rissausbreitung von $a_0$ bis $a_{crit}$	[-]
$N_{eck}$	Ecklastspielzahl	[-]
$n_i$	( $n_1, n_2$ ) Beanspruchungszyklen am Spannungsniveau $i$	[-]
$N_i$	( $N_1, N_2$ ) Ertragbare Lastspielzahl am Spannungsniveau $\sigma_i$	[-]
$P_A$	Ausfallswahrscheinlichkeit	[-]
$P_{\bar{U}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit	[-]
$r$	Radius	[mm]
$r_p$	Radius der Plastischen Zone	[mm]
$R$	Radius des $K_I$ -bestimmten Gebietes	[mm]
$R$	Spannungsverhältnis	[-]
$S_a$	Nennspannungsamplitude	[MPa]
$S_{aD}$	Schwingfestigkeit der ungekerbten Probe ( $K_t=1$ )	[MPa]
$S_{aD,nenn}$	$S_{aD}$ ausgewertet nach Nennspannungen	[MPa]
$S_{aDK}$	Schwingfestigkeit der gekerbten Probe ( $K_t>1$ )	[MPa]
$S_{aDK,nenn}$	$S_{aDK}$ ausgewertet nach Nennspannungen	[MPa]
$S_{a,nenn}$	Spannungsamplitude nach Nennspannungen	[MPa]
$S_m$	Mittelspannung	[MPa]
$S_{nenn}$	Nennspannung (Normalspannung)	[MPa]
$S_o$	Spannungsobergrenze	[MPa]
$S_u$	Spannungsuntergrenze	[MPa]
$\Delta S$	Spannungsschwingbreite	[MPa]
$T_g$	Glasübergangstemperatur	[°C]
$v$	Geschwindigkeit	[m/s]

W	Ligamentlänge der CT-Probe	[mm]
$W_b$	Widerstandsmoment der Biegung	[mm <sup>3</sup> ]
$W_t$	Widerstandsmoment bei Torsion	[mm <sup>3</sup> ]
x	x-Achse im kartesischen Koordinatensystem	[mm]
y	y-Achse im kartesischen Koordinatensystem	[mm]
Y	Geometriefaktor	[-]
z	z-Achse im kartesischen Koordinatensystem	[mm]
$\alpha$	Winkel	[°]
$\varphi$	Winkel	[°]
$\rho$	Radius der Prozesszone	[mm]
$\rho_0$	Luftdichte	[kg/m <sup>3</sup> ]
$\sigma$	Spannung	[MPa]
$\sigma_a$	Spannungsamplitude	[MPa]
$\sigma_{a,B}$	Langzeitfestigkeit bei Biegebeanspruchung	[MPa]
$\sigma_{aD,max}$	$\sigma_{aD}$ ausgewertet nach den lokalen (maximalen) Spannungen	[MPa]
$\sigma_{aDK,max}$	$\sigma_{aDK}$ ausgewertet nach den lokalen (maximalen) Spannungen	[MPa]
$S_{a,B}$	Langzeitfestigkeit bei Biegebeanspruchung	[MPa]
$\sigma_{a,eck}$	Ecklastspannung	[MPa]
$\sigma_{a,i}$	( $\sigma_{a,1}$ , $\sigma_{a,2}$ ) ertragbare Spannungsamplitude am Lastniveau i	[MPa]
$\sigma_{a,max}$	Spannungsamplitude nach maximalen Kerbspannungen	[MPa]
$\sigma_{a,nenn}$	Spannungsamplitude nach Nennspannungen	[MPa]
$\sigma_{a,ZD}$	Langzeitfestigkeit bei wechselnder Zug/Druck-Beanspruchung	[MPa]
$\sigma_{b,max}$	lokal maximale Biegespannung	[MPa]
$\sigma_{b,nenn}$	Nennspannung bei Biegebelastung	[MPa]
$\sigma_f$	kritische Rissspannung	[MPa]
$\sigma_{max}$	lokal maximale Kerbspannung	[MPa]
$\sigma_x$	Spannungskomponente in x-Richtung	[MPa]
$\sigma_y$	Spannungskomponente in y-Richtung	[MPa]
$\sigma_{ys}$	Fließgrenze im uniaxialen Zugversuch	[MPa]
$\sigma_{ZD,max}$	lokal maximale Spannung bei Zug/Druck-Belastung	[MPa]
$\sigma_{ZD,nenn}$	Nennspannung bei Zug/Druck-Belastung	[MPa]
$\tau_{nenn}$	Nennspannung (Schubspannung)	[MPa]
$\tau_{xy}$	Schubspannung in der xy-Ebene	[MPa]
$\chi'$	bezogener Spannungsgradient	[1/mm]

## 12. Literaturverzeichnis

- Abaqus\_Manual (2008). Version 6.7.
- Antretter, T. (2007). Persönliche Information.
- Balika, W., C. Guster, et al. (2006). Arbeitspaketbericht WPR-3.03-04 Fatigue design methology for automotive applications of engineering plastics, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe (IWPK), Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau (AMB), Montanuniversität Leoben.
- Bernasconi, A., P. Davoli, et al. (2007). "Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6." International Journal of Fatigue **29**(2): 199-208.
- Blumenauer, H. and G. Pusch (1993). Technische Bruchmechanik. Leipzig, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.
- Ciavarella, M. and F. Monno (2006). "On the possible generalizations of the Kitagawa-Takahashi diagram and of the El Haddad equation to finite life." International Journal of Fatigue **28**(12): 1826-1837.
- Danzer, R. (2009). Vorlesungsskriptum Mechanische Eigenschaften keramischer Werkstoffe, Institut für Struktur- und Funktionskeramik, Montanuniversität Leoben.
- Ehrenstein, G. W. (1992). Faserverbund-Kunststoffe Werkstoffe-Verarbeitung-Eigenschaften, Carl Hanser Verlag München Wien.
- Eichlseder, W. (2003). "Fatigue Life Prediction Based on Finite Element Results." Lebensdauervorhersage auf Basis von Finite Elemente Ergebnissen **34**(9): 843-849.
- Eichlseder, W. (2007). Vorlesungsskriptum Betriebsfestigkeit, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben.
- EMS-Grivory (2006). Werkstoffdatenblatt HTV-5H1 natural, EMS-Grivory, Domat, Ch.
- Erhard, G. (1999). Konstruieren mit Kunststoffen. Germany, Carl Hanser Verlag München Wien.
- Ferreira, J. A. M., J. D. M. Costa, et al. (1997). "Effect of notch and test conditions on the fatigue of a glass-fibre-reinforced polypropylene composite." Composites Science and Technology **57**(9-10): 1243-1248.
- Flemming, M., G. Ziegmann, et al. (1995). Faserverbundbauweisen Fasern und Matrices, Springer-Verlag Berlin heidelberg.
- Friedrich, K. and J. Karger-Kocsis (1989). Fractography and Failure Mechanisms of Unfilled and Short Fiber Reinforced Semi-crystalline Thermoplastics. Fractography and Failure Mechanisms of Polymers and Composites. Barking, UK, Elsevier Science Publishers LTD.
- Gross, D. and T. Seelig (2007). Bruchmechanik Mit einer Einführung in die Mikromechanik, Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- Guster, C. (2009). "Ansätze zur Lebensdauerberechnung von kurzglasfaserverstärkten Polymeren, Dissertation, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau & Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben."
- Haibach, E. (2006). Betriebsfestigkeit Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- Haman, S. (2003). Prozessnahes Qualitätsmanagement beim Spritzgießen, Dissertation, Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik, Technische Universität Chemnitz.



- Handa, K., A. Kato, et al. (1999). "Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide." Journal of Applied Polymer Science **72**(13): 1783-1793.
- Hegler, R. P. (1984). "FIBRE ORIENTATION IN THE PROCESSING OF SHORT FIBRE-REINFORCED THERMOPLASTICS." Kunststoffe - German Plastics **74**(5): 12-16.
- Janzen, W. and G. W. Ehrenstein (1991). "Dimensioning limits of glass fibre reinforced polybutylene terephthalate under dynamic fatigue load." Kunststoffe, German plastics **81**(3): 31-33.
- Klein, B. (2007). Leichtbau-Konstruktion Berechnung und Gestaltung, GWV Fachverlag GmbH, Wiesbaden.
- Knappe, Lampl, et al. (1992). Kunststoff-Verarbeitung und Werkzeugbau. München, Wien, Carl Hanser Verlag München Wien.
- Kohout, J. (1999). "A new function describing fatigue crack growth curves." International Journal of Fatigue **21**(8): 813-821.
- Krumpschmid, E. (2003). Wasseraufnahme, Konditionierung und Dimensionsänderung durch Feuchtigkeitsaufnahme bei GRILAMID, GRIVORY HT, GRIVORY und GRILON. Domat/EMS, CH, EMS-Grivory: 21.
- Lang, R. W., J. A. Manson, et al. (1982). "Effect of Short Glass Fibers and Particulate Fillers on Fatigue Crack Propagation in Polyamides." Polymer Engineering and Science **22**(15): 982-987.
- Lang, R. W., J. A. Manson, et al. (1984). Fatigue Crack Propagation in Short-Fiber Reinforced Plastics. Polymer Blends and Composites in Multiphase Systems. C. D. Han. Washington D.C., USA, American Chemical Society.
- Lang, R. W., J. A. Manson, et al. (1987). Fatigue crack propagation in short-glass-fiber-reinforced nylon 66: Effect of frequency. The role of polymeric matrix in the processing and structural properties of composite materials. J. C. Sefers and L. Nicolais. New York, USA, Plenum Publishing Corporation: 377-396.
- Lang, R. W., J. A. Manson, et al. (1987). "Mechanisms of fatigue fracture in short glass fibre-reinforced polymers." Journal of Materials Science **22**(11): 4015-4030.
- Leitgeb, A., H.-P. Gänser, et al. (2008). Modeling of S/N curves for flawed materials in the VHCF regime, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben. Brno, Vutium Brno.
- Leitgeb, A., M. Jan, et al. (2007). Engineering estimates for the fatigue and crack growth behaviour of aluminium alloys. Moskau, IPMech RAS.
- Leitner, H. (2008). Vorlesungsskriptum Leichtbau und akustische Simulation, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben.
- Ludwig, H. C. (1998). Gegen-Takt-Spritzgießen ein neues Verarbeitungsverfahren zur Optimierung der Werkstoffeigenschaften von verstärkten und unverstärkten Thermoplasten, Diplomarbeit, Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde, Universität Stuttgart.
- Major, Z. and R. W. Lang (2006). Vorlesungsunterlagen Kunststoffeigenschaften und Bauteilverhalten, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe (IWPK), Montanuniversität Leoben
- Mallick, P. K. and Y. Zhou (2004). "Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6." International Journal of Fatigue **26**(9): 941-946.

- Mandell, J. F. (1991). Fatigue Behavior of Short fiber Composite Materials. Composite Materials Series - Fatigue of Composite Materials. K. L. Reifsnider. Amsterdam, Elsevier Science Publishers. **Vol. 4**: pp. 231-337.
- Mlekusch, B. (1997). "Kurzfaserverstärkte Thermoplaste - Charakterisierung und Messung der Faserorientierung, thermoelastische Eigenschaften sowie Schwindung und Verzug, Dissertation, Institut für Konstruieren in Kunst- und Verbundstoffen, Montanuniversität Leoben."
- Mlekusch, B. (1999). "Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics II. Quantitative measurements by image analysis." Composites Science and Technology **59**(4): 547-560.
- Mlekusch, B., E. A. Lehner, et al. (1999). "Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics I. Contrast enhancement for image analysis." Composites Science and Technology **59**(4): 543-545.
- Moosbrugger, E., R. Wieland, et al. (2005). "Design and dimensioning of high loaded plastic parts in engine compartments." Betriebsfeste Auslegung hochbelasteter Kunststoffbauteile im Motorraum **47**(7-8): 445-449.
- Mösenbacher, A. (2008). Schwingfestigkeit kurzfaserverstärkter Thermoplaste, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben.
- Neitzel, M. and U. Breuer (1997). Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde, Carl Hanser Verlag München Wien.
- Neitzel, M. and P. Mitschang (2004). Handbuch verbundwerkstoffe, Carl Hanser Verlag München Wien.
- Nguyen-Chung, T. (2001). Strömungsanalyse der Bindenahtformation beim Spritzgießen von thermoplastischen Kunststoffen, Dissertation, Fakultät für maschinenbau und Verfahrenstechnik, Technische Universität Chemnitz.
- Noda, K., A. Takahara, et al. (2001). "Fatigue failure mechanisms of short glass-fiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement." Polymer **42**(13): 5803-5811.
- Novotny, M. (1997). Ermüdungsrissausbreitung in technischen Thermoplasten - Einfluss der Temperatur und der Kurzfaserverstärkung, Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben.
- Panzenböck, M. (2006). Vorlesungsskriptum Übungen zu Werkstoffprüfung, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben.
- Pegoretti, A. and T. Ricco (2002). "Crack growth in discontinuous glass fibre reinforced polypropylene under dynamic and static loading conditions." Composites Part A: Applied Science and Manufacturing **33**(11): 1539-1547.
- Plastic\_Design\_Solutions\_Ltd. (2008). "80 Church Rd, Stockton-on-Tees, TS18 1TW, England, <http://www.plasticdesignsolutions.co.uk/mould-filling-simulation-coverplate.htm>."
- Radaj, D. and M. Vormwald (2007). Ermüdungsfestigkeit Grundlagen für Ingenieure, Springer Verlag Berlin Heidelberg New York.
- Reifsnider, K. L. (1991). Fatigue of composite materials, Wilevier Science Publishers B.V.
- Retting, W. and H. M. Laun (1991). Kunststoff-Physik, Carl Hanser Verlag München Wien.
- Rösler, J., H. Harders, et al. (2006). Mechanisches Verhalten der Werkstoffe. Wiesbaden, B.G. Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH.
- Rumul (1993). Betriebsanleitung zu Risslängen-Messsystem FRACTOMAT, Russenberger Prüfmaschinen AG, Neuhausen, Schweiz.

- Schürmann, H. (2005). Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. Berlin Heidelberg New York, Springer Verlag Berlin Heidelberg.
- Schwarz, O. (1975). Glasfaserverstärkte Kunststoffe. Würzburg, Vogel-Verlag.
- Sender, M. (2008). Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen, Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- Sonsino, C. M. and E. Moosbrugger (2008). "Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments." International Journal of Fatigue **30**(7): 1279-1288.
- Steinwender, G. (2007). Vorlesungsskriptum Computerunterstützte Lebensdauervorhersage, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben.
- Stelzer, G. (2002). Zum Faser- und Eigenschaftsabbau bei Verarbeitung und Recycling diskontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe, Diplomarbeit, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Universität kaiserslautern.
- Suresh, S. (1998). Fatigue of Materials. Cambridge, Press Syndicate of the University of Cambridge.
- Sutherland, H. J. and J. F. Mandell (2005). "The effect of mean stress on damage predictions for spectral loading of fibreglass composite coupons." Wind Energy **8**(1): 93-108.
- Thomason, J. L. (2002). "The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 5. Injection moulded long and short fibre PP." Composites Part A: Applied Science and Manufacturing **33**(12): 1641-1652.
- Winter, G. (2004). Untersuchung der Größeneffekte in Bezug auf die Dauerfestigkeit an einem Vergütungsstahl, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben.
- Zahnt, B. A. (2003). Ermüdungsverhalten von diskontinuierlich glasfaserverstärkten Kunststoffen, Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben.
- Zhou, Y. and P. K. Mallick (2006). "Fatigue performance of an injection-molded short E-glass fiber-reinforced polyamide 6,6. I. Effects of orientation, holes, and weld line." Polymer Composites **27**(2): 230-237.

## Anhang

### A. Funktionsweise des Datenerfassungs- und Auswertungsprogramm in LAB-View Version 8.0

Die Benutzeroberfläche des im Rahmen dieser Arbeit erstellten LAB-View-Programms ist in Abb. 12.1 dargestellt. Grundsätzlich teilt sich die Oberfläche in den Bereich der Datenfileerstellung (Bereich 1) und in jenen der Versuchsdurchführung und –auswertung (Bereich 2) auf.

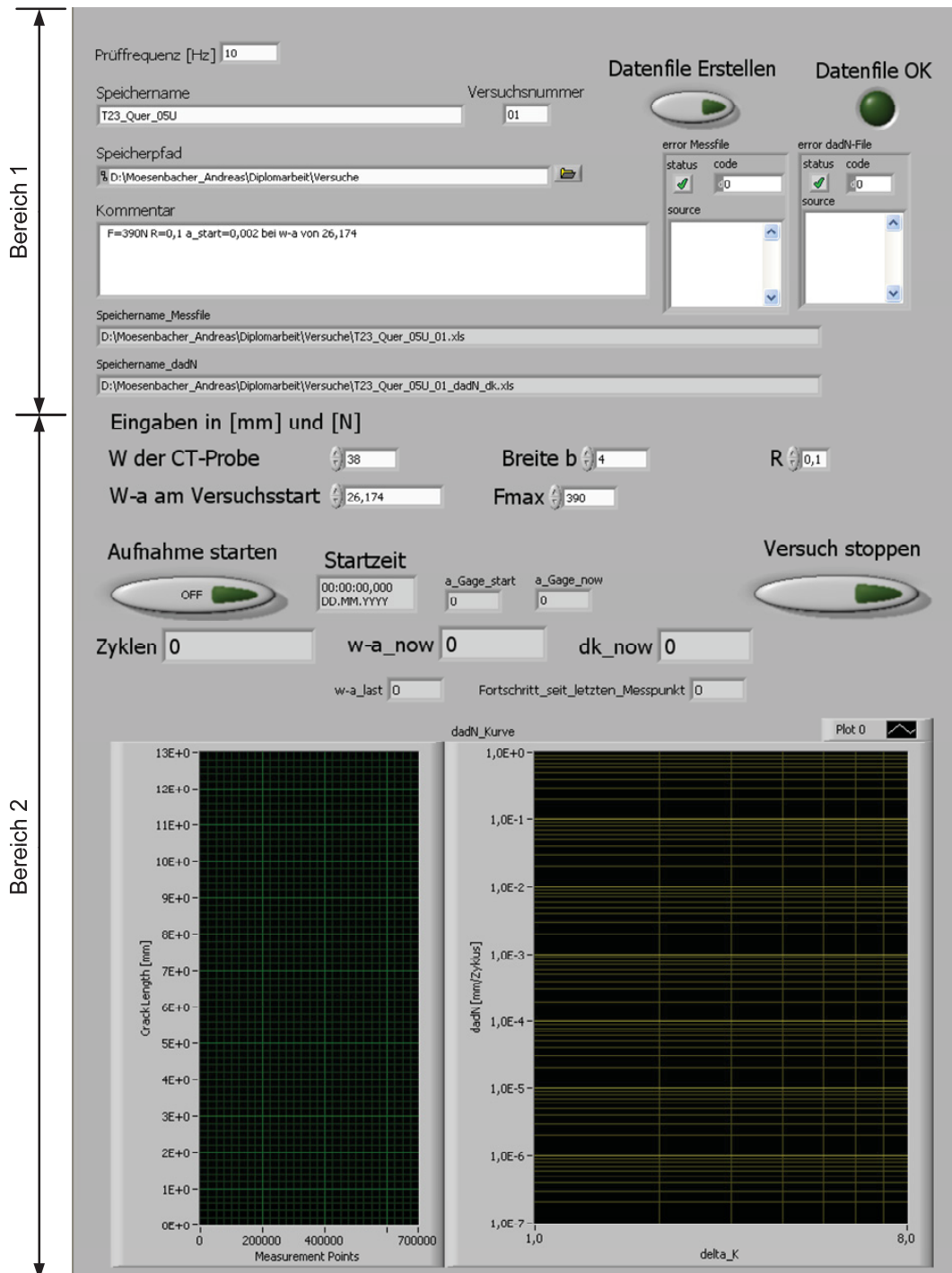


Abb. 12.1: Benutzeroberfläche des im Rahmen dieser Arbeit programmierten LAB-View-Programms

Vor dem Versuchsstart müssen alle Felder Bereich 1 ausgefüllt, und zum erstellen der Datenfiles der Button „Datenfile Erstellen“ gedrückt werden. Nach erfolgreichem Erstellen der Datenfiles wird dies durch die Kontrollleuchte „Datenfiles OK“ visualisiert. In weiterer Folge müssen die Prüfparameter im Bereich 2 eingegeben werden. Damit das LAB-View-Programm synchron mit der Prüfmaschine läuft muss zeitgleich mit dem Start der Prüfmaschine der Button „Aufnahme Starten“ gedrückt werden. Daraufhin werden die aktuellen Messwerte und Diagramme Risslänge  $a$  vs. Messpunkte und Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  vs. Mittleren Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_{mittel}$  ausgegeben. Der in LAB-View programmtechnisch umgesetzte Programmablauf ist in Abb. 12.2 schematisch dargestellt.



Abb. 12.2: Ablaufschema des LAB-View-Programms zur Datenaufzeichnung und -visualisierung